

INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE AUSTÊMPERA NOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS E NA DUREZA DE AÇOS ASSISTIDOS PELO EFEITO TRIP

Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹

Rafaela Nepomuceno e Vidigal Ferreira, rafaelanvidigal@gmail.com¹

Giovana Bruno Souza Costa, gbscosta9@gmail.com¹

Bárbara Natasha Santos Formaggini, nathy_barbara@gmail.com¹

Valdecir Aparecido de Siqueira, valdecirsiqueira@metaltemper.com.br¹

Wellington Lopes, wellingtonlopes.cefetmg.br¹

Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elainecarballo@cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Av. Amazonas, 5253 – Nova Suiça – 30421-169 – Belo Horizonte – MG.

Resumo: Aços TRIP apresentam boa combinação de propriedades mecânicas devido à sua microestrutura multiconstituída e à transformação martensítica induzida por deformação plástica, tornando-os excelentes para aplicações na indústria automotiva por permitirem a fabricação de componentes com espessura reduzida sem que os requisitos em termos de propriedades sejam comprometidos. Estudos envolvendo o processamento térmico destes aços são de grande importância uma vez que alterações nos parâmetros de tratamento podem maximizar o efeito TRIP e melhorar ainda mais a combinação de propriedades. A austêmpera é considerada uma etapa crítica do processamento dos aços TRIP por envolver a transformação bainítica, mecanismo associado à estabilização da austenita por meio do seu enriquecimento com carbono. A presença e estabilidade da austenita retida é o fator principal que irá garantir a ocorrência e intensidade do efeito TRIP. Neste trabalho foram avaliados os efeitos dos parâmetros de austêmpera na microestrutura e na dureza de um aço assistido pelo efeito TRIP.

Palavras-chave: aços TRIP, austêmpera, austenita retida

1. INTRODUÇÃO

No cenário atual, a indústria automotiva tem focado em duas demandas principais: a redução de peso dos veículos e consequente melhora da eficiência energética, e a produção de carros que ofereçam maior segurança aos passageiros (XIE et al., 2016; ABBASI; RAINFORTH, 2016), o que impulsiona também as inúmeras pesquisas em aços para a indústria automotiva, realizadas com o objetivo de encontrar maneiras efetivas para alcançar estes grandes focos da indústria (XU et al., 2017).

A demanda por carros mais seguros motiva o desenvolvimento de testes e novos padrões que influenciam o projeto da estrutura dos automóveis, especialmente os materiais utilizados (KELLER; KIMCHI, 2014). Projetos recentes têm enfatizado cada vez mais a segurança dos passageiros durante uma colisão e a maioria dos carros têm alcançado classificações elevadas em simulações de impacto ou crash tests (De COOMAN; KIM, 2011). Neste contexto a utilização de aços com propriedades e características microestruturais capazes de melhorar o desempenho em crash tests é de grande importância. Os aços capazes de apresentar efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) surgem como uma alternativa promissora uma vez que, devido à presença de austenita retida e ao efeito TRIP, apresentam elevada absorção de energia no impacto. A transformação da austenita em martensita induzida por deformação plástica eleva a taxa de encruamento do material, levando à maior absorção de energia (CHIANG et al., 2011). Além disso, a excelente combinação de propriedades dos aços TRIP permite a utilização de chapas mais finas sem o comprometimento do desempenho do componente, contribuindo assim para a redução do peso dos veículos (LY; FINDLEY, 2016).

O equilíbrio adequado de propriedades dos aços TRIP se deve principalmente à microestrutura multiconstituída que possuem, formada por ferrita, bainita, martensita e austenita retida (KAMMOUNI et al., 2009; SRIVASTAVA et al., 2015). A matriz ferrítica contribui com a ductilidade, a bainita e a martensita com a elevada resistência mecânica e a austenita retida é responsável pelo alongamento uniforme e alta taxa de encruamento devido à transformação martensítica induzida por deformação (WANG et al., 2016; ABBASI; RAINFORTH, 2017). A rota de processamento térmico mais utilizada para a obtenção da microestrutura típica destes aços consiste no tratamento térmico de duas etapas, envolvendo recozimento intercrítico seguido de austêmpera (SEOL et al., 2012). Nessa etapa de austêmpera a

formação de bainita ocorre, em geral, sem a precipitação de carbonetos, devido aos elevados teores de silício apresentados pelos aços TRIP. O constituinte formado é, por esse motivo, também denominado ferrita bainítica (PERRICONE, 2004; SAKUMA et al., 1991). Esse mecanismo de transformação bainítica com a precipitação de carbonetos suprimida tem um papel importante no processo de produção de aços TRIP por se tratar de um mecanismo que irá favorecer a retenção de austenita na microestrutura do material, tornando a austêmpera uma etapa crítica no processamento térmico dos aços TRIP (CHATTERJEE, 2006; FONSTEIN, 2015). Neste contexto, o objetivo do presente trabalho envolveu a variação dos parâmetros de austêmpera durante o processamento térmico de um aço com potencial para apresentar efeito TRIP, de maneira a investigar a influência destes parâmetros na microestrutura formada e na dureza do material.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os materiais utilizados nos experimentos do presente trabalho consistiram de chapas de aço com composição química (Tabela 1) com potencial de apresentar efeito TRIP.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço utilizado.

<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>
95,4%	0,290%	2,04%	1,92%	0,0306%	0,0233%	0,0321%	0,0119%	0,0136%
<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>W</i>	<i>Pb</i>	<i>Sb</i>	
0,067%	0,0193%	0,0124%	0,0081%	0,0060%	0,0529%	0,0058%	0,0255%	

Para o planejamento dos parâmetros de tratamento térmico utilizados foram realizadas previamente simulações nos softwares ThermoCalc e MUCG83. Escolheu-se a temperatura de recozimento intercrítico de 725°C, correspondente a uma região de coexistência das fases ferrita e austenita com fração de 50% de cada fase, e duas temperaturas de austêmpera intermediárias às temperaturas Bi (início da transformação bainítica) e Mi (início da transformação martensítica): 430°C e 370°C. Os tratamentos térmicos, realizados em fornos industriais com banho de sais fundidos, compreenderam um aquecimento intercrítico e subsequente resfriamento até a faixa de transformação bainítica, permanecendo nas temperaturas escolhidas durante dois tempos distintos: 5 e 10 minutos. Ao final dessa etapa de tratamento isotérmico prosseguiu-se com uma têmpera em água até a temperatura ambiente.

Para a análise da microestrutura das amostras após os tratamentos térmicos foi utilizada a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV), com o auxílio de um equipamento Shimadzu, modelo SSX – 550 Superscan.

As técnicas de microscopia óptica (MO) e difração de raios X (DRX) foram empregadas para a análise semiquantitativa dos constituintes. Considerando a microscopia óptica as amostras foram atacadas quimicamente com o reagente Bandoh (2 mL de Tiosulfato de sódio 7% m/v, 2 mL de Picral 5% m/v e 0,5 mL de Nital 5% m/v) para que os diferentes constituintes fossem revelados com cores distintas: os grãos de ferrita em tons azulados, o constituinte MA (martensita e austenita retida) em cor amarela e a bainita em tons de marrom (BANDO et al., 1988). Para a análise semiquantitativa utilizou-se o método da contagem de pontos, sendo a medição feita para 10 imagens com ampliação de 800x de cada condição e rede com 140 pontos.

Quanto à difração de raios X, a técnica foi empregada para o cálculo da fração volumétrica de austenita retida e seu teor de carbono. Para isso foi realizado o refinamento de Rietveld nos difratogramas com o auxílio do software GSAS II (TOBY; VON DREELE, 2013). Após o refinamento, o software fornece a fração volumétrica das fases e o parâmetro de rede da célula unitária. A variação no parâmetro de rede permite o cálculo do teor de carbono presente na austenita retida por meio da relação de Nishiyama, abaixo (ABBASI; RAINFORTH, 2016).

$$a_{\gamma} = a_0 + 0,00467 \times \%C$$

Onde $a_0 = 0,35467$ é o parâmetro de rede teórico da austenita à temperatura ambiente.

Para a avaliação da dureza do material utilizou-se um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-2T, com penetrador Vickers. Foram empregados uma carga de 1 kgf e um tempo de penetração de 15 s, com o objetivo de abranger uma região da microestrutura com todos os constituintes.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas Figuras 1 a 4 são apresentadas as imagens das microestruturas das amostras submetidas a todas as condições de tratamento térmico, obtidas por microscopia óptica e ataque químico com reagente Bandoh e Nital e por MEV.

Analisando as imagens, nota-se a presença de bainita, ferrita e constituinte MA (martensita + austenita retida) em todas as amostras. Nas imagens obtidas por ataque químico com reagente Bandoh, as regiões azuladas ou marrons com morfologia poligonal são identificadas como ferrita (α), as regiões de coloração marrom e morfologia lamelar são identificadas como bainita (B) e as regiões de coloração amarela são identificadas como constituinte MA. Nas imagens obtidas por ataque químico com reagente Nital, as regiões claras são ferrita e as regiões escuras os demais constituintes.

Nas imagens obtidas por MEV, a ferrita é a região um pouco mais escura, aparentemente no fundo. Estão identificados também as ripas de bainita e o constituinte MA (blocos de aparência difusa).

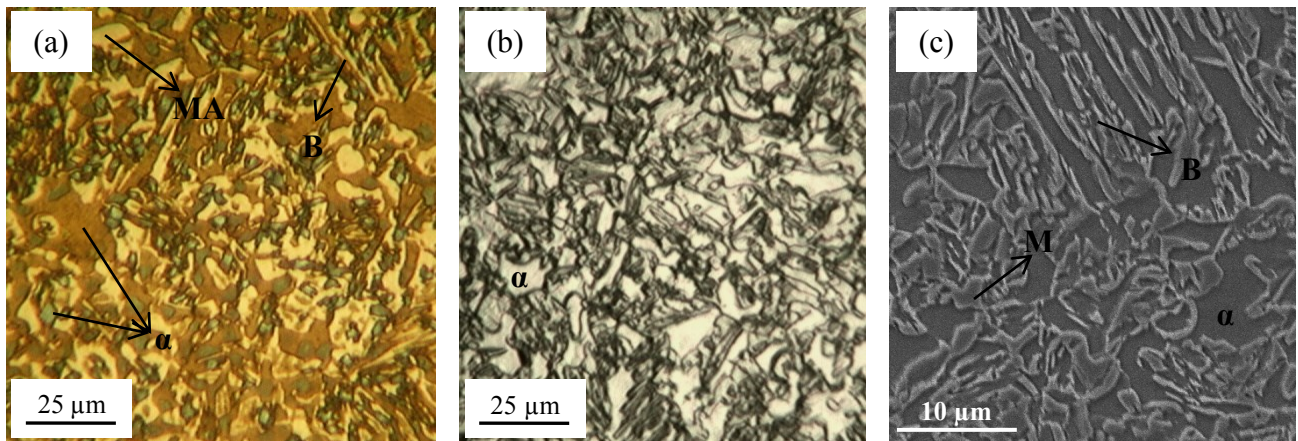


Figura 1. Microestruturas da amostra austemperada a 430°C durante 5 minutos. (a): Ataque químico com Bandoh. (b): Ataque químico com Nital. (c): MEV.

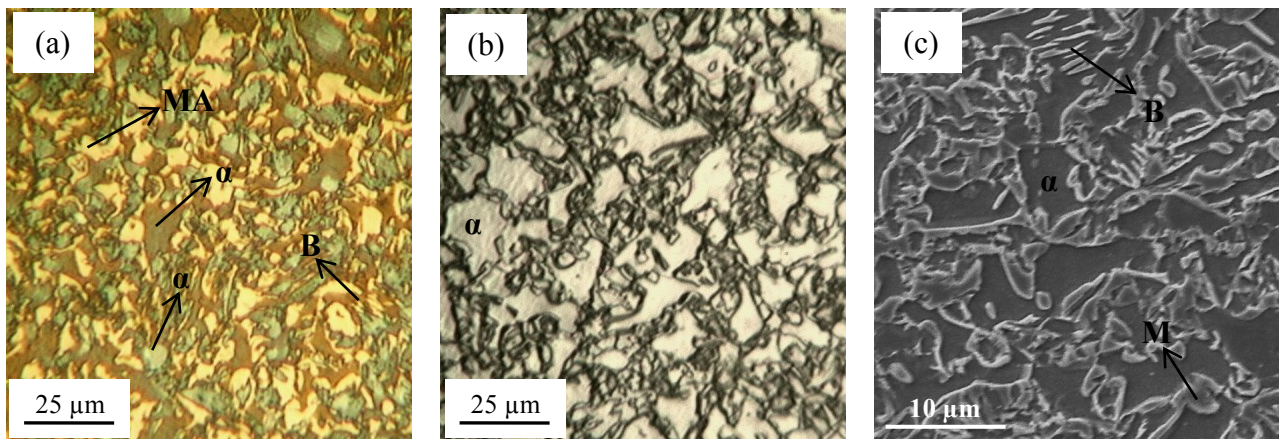


Figura 2. Microestruturas da amostra austemperada a 430°C durante 10 minutos. (a): Ataque químico com Bandoh. (b): Ataque químico com Nital. (c): MEV.

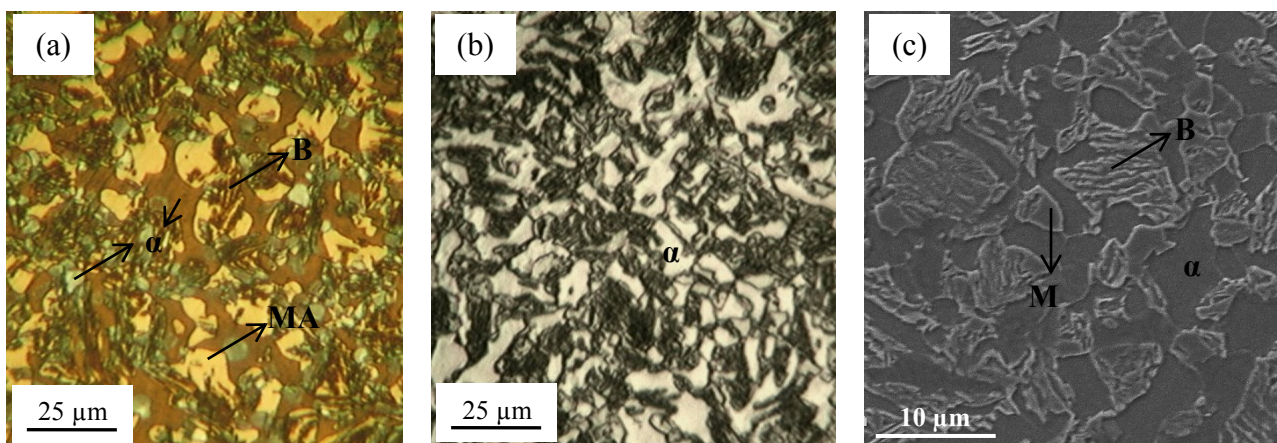


Figura 3. Microestruturas da amostra austemperada a 370°C durante 5 minutos. (a): Ataque químico com Bandoh. (b): Ataque químico com Nital. (c): MEV.

Comparando as imagens de MEV das amostras austemperadas a 430°C com as amostras austemperadas a 370°C, percebe-se que a espessura das ripas de bainita apresenta-se menor para as amostras submetidas à menor temperatura de austêmpera. Segundo Bhadeshia (2001), a variação da espessura das ripas de bainita está fortemente relacionada à resistência à deformação da austenita adjacente e à força motriz para a formação da bainita, ou seja, a taxa de nucleação. Se o limite de escoamento da austenita é elevado, mais fina será a bainita formada. Isso ocorre devido ao fenômeno de

relaxação plástica que acontece na austenita adjacente às ripas de bainita. Esse fenômeno favorece o surgimento de discordâncias que resistem ao avanço da interface α_B/γ , sendo essa resistência ainda maior quando o limite de escoamento da austenita é elevado. A força motriz para a formação da bainita também influencia na espessura das ripas de α_B . A força motriz disponível para a nucleação da bainita aumenta à medida que se aumenta o grau de super-resfriamento. Isso promove o refinamento da estrutura devido à limitação do aumento de espessura das placas de bainita provocada pelo maior número de núcleos (*impingement effect*) (SINGH; BHADSHIA, 1998). Como o limite de escoamento da austenita é maior em temperaturas mais baixas e, além disso, o grau de super-resfriamento também é maior quando são utilizadas temperaturas de austêmpera mais baixas, isso explica porque a menor temperatura de transformação bainítica promoveu uma microestrutura mais refinada.

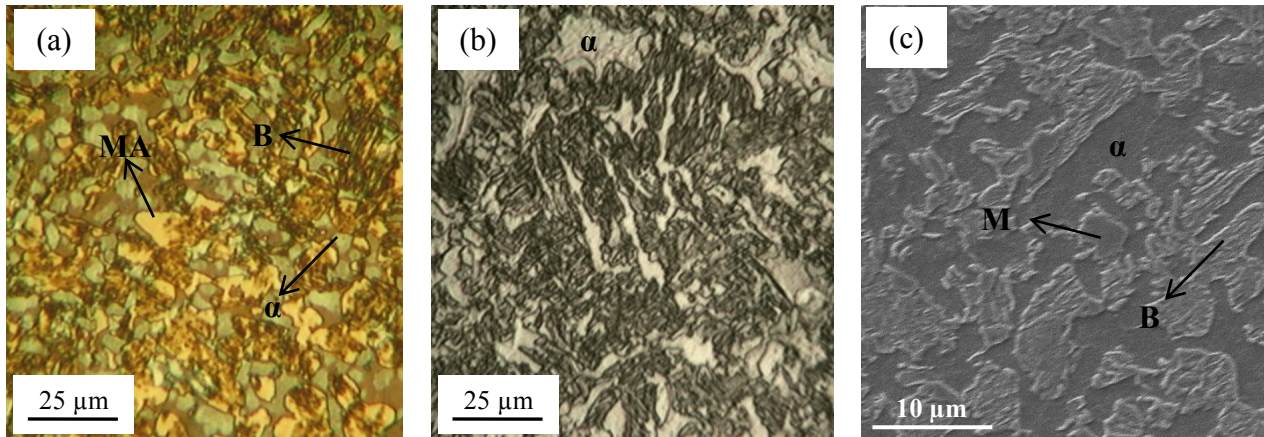


Figura 4. Microestruturas da amostra austemperada a 430°C durante 10 minutos. (a): Ataque químico com Bandoh. (b): Ataque químico com Nital. (c): MEV.

Na Figura 5 são apresentados os valores médios de dureza Vickers das amostras submetidas à etapa de austêmpera a 430°C e 370°C para os dois tempos de permanência nestas temperaturas.

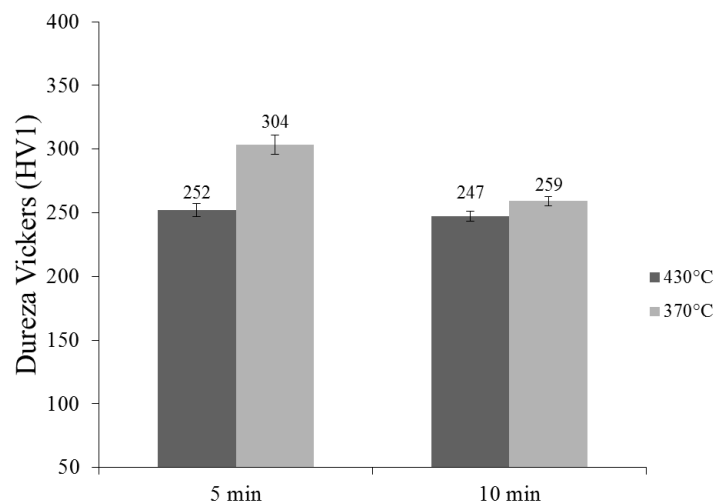


Figura 5. Dureza Vickers em função da temperatura de austêmpera.

Observa-se que os valores de dureza são menores nas amostras submetidas à maior temperatura de austêmpera, ou seja, a redução na temperatura de austêmpera reduz a dureza média das amostras. Isso se deve ao fato de que as amostras tratadas a 370°C possuem uma microestrutura mais refinada e com maior fração de bainita, já que a força motriz para a formação deste constituinte é maior nessa condição. Considerando o aumento do tempo de austêmpera, observa-se ainda que no tempo de 10 minutos os valores de dureza foram ligeiramente inferiores aos das amostras tratadas por 5 minutos. Essa redução na dureza com o aumento do tempo está associada a um mecanismo de estabilização da fase austenítica durante a permanência das amostras à temperatura de transformação bainítica. No início da etapa de austêmpera há uma quantidade considerável de austenita retida no aço TRIP, embora o teor de carbono nessa austenita não seja suficientemente elevado para que a temperatura M_i da fase fique abaixo da temperatura ambiente (FONSTEIN, 2015). Assim, parte da austenita residual se transforma em martensita na têmpera realizada ao final do processo, o que resultaria em valores de dureza mais elevados.

Os resultados de DRX estão de acordo com as observações acerca da dureza. Na Figura 6 são mostrados os difratogramas das amostras submetidas a todas as condições de austêmpera. Observa-se que, em geral, as intensidades dos picos referentes à austenita aumentam com o tempo e com a temperatura de austêmpera, o que pode indicar que a fração desta fase está aumentando.

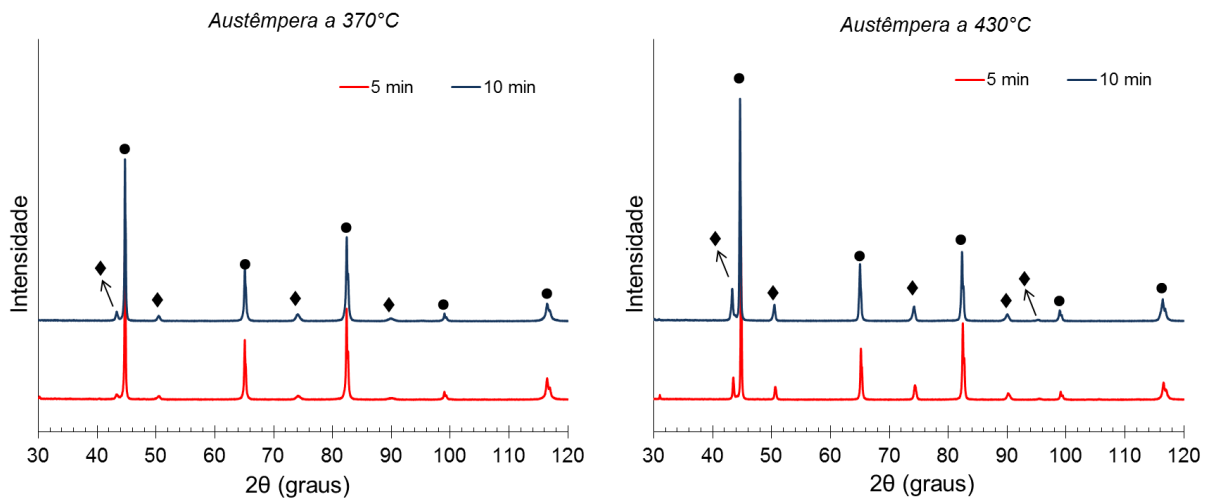


Figura 6. Difratogramas das amostras submetidas a todas as condições de austêmpera.

Nos gráficos da Figura 7 são apresentados os resultados dos cálculos da fração volumétrica e do teor de carbono da austenita retida, obtidos após refinamento de Rietveld. Estes resultados estão de acordo com as observações feitas acerca da dureza: a fração de γ_R , bem como seu teor de carbono, tendem a aumentar com a elevação do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica.

Considerando a variação da temperatura, nota-se que a fração de γ_R é maior nas amostras austemperadas a 430°C, embora o teor de carbono da γ_R seja maior para a condição de austêmpera a 370°C. Essa divergência estaria associada à morfologia das ripas de bainita: as amostras cuja microestrutura bainítica é mais refinada, ou seja, aquelas austemperadas na menor temperatura, apresentam maior quantidade de austenita com morfologia em filmes. A distância de penetração por difusão do carbono na austenita com morfologia em filmes é menor, sendo, portanto, mais fácil que a γ_R com esse tipo de morfologia possua maior teor de carbono. Isso explicaria o motivo pelo qual observamos uma queda no teor de carbono da γ_R com a elevação na temperatura de austêmpera.

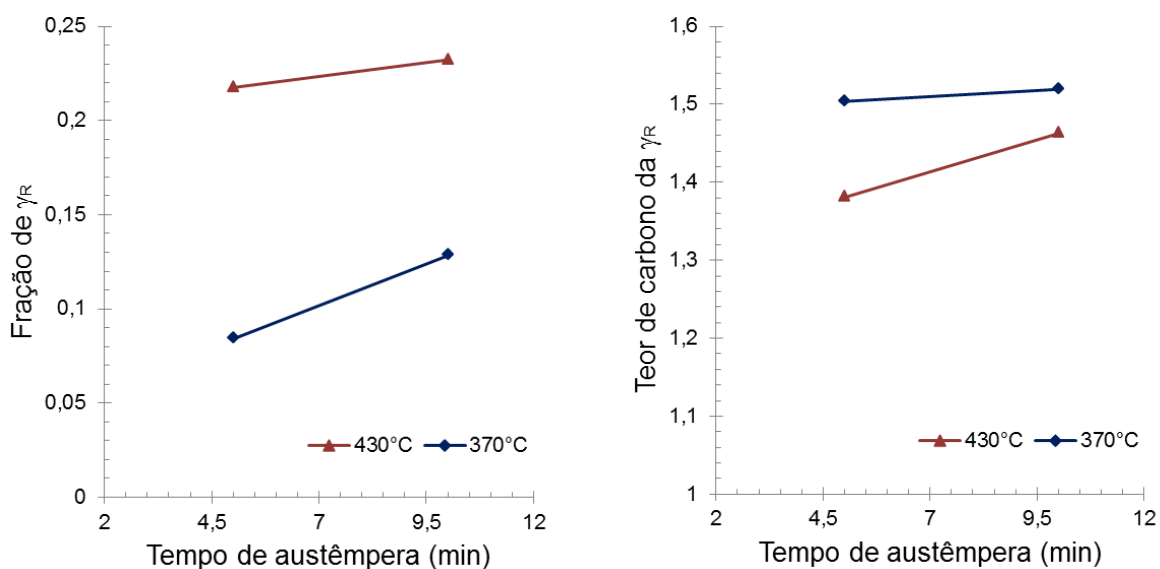


Figura 7. Variação da fração volumétrica e teor de carbono da γ_R em função do tempo de austêmpera.

Os gráficos da Figura 8 apresentam os resultados da fração volumétrica dos constituintes em função do tempo de austêmpera empregado considerando as duas temperaturas de transformação bainítica utilizadas.

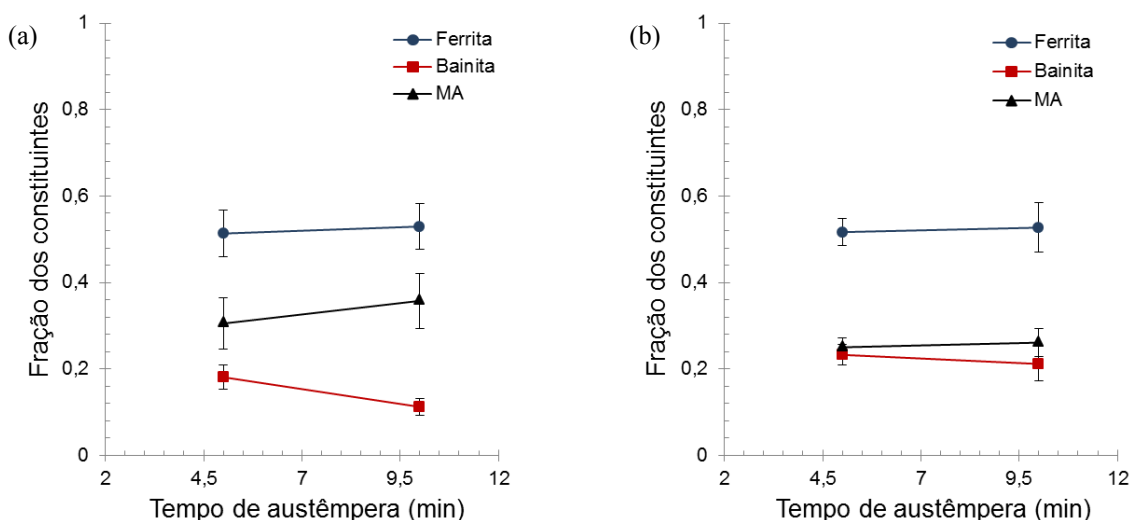


Figura 8. Variação da fração volumétrica dos constituintes em função do tempo de austêmpera . (a) 430°C. (b) 370°C.

Observa-se que a fração de ferrita não se altera significativamente com a variação do tempo e da temperatura de austêmpera, conforme esperado, e que apresenta valores em torno de 50%, o que está de acordo com a simulação feita previamente com o auxílio do software ThermoCalc. Isso é um indicativo de que o resfriamento até a temperatura de transformação bainítica foi suficientemente rápido de maneira que não ocorre formação de ferrita poligonal.

Quanto à fração de bainita, observa-se que esta não se altera com o tempo para a austêmpera realizada a 430°C embora sofra uma queda com a elevação do tempo quando consideramos a austêmpera realizada a 370°C. Essa queda na fração de bainita é inesperada uma vez que maiores tempos de transformação promoveria formação de maior fração do constituinte. Todavia deve-se considerar que o ataque químico pode não ter diferenciado a ferrita intercrítica da ferrita bainítica, de forma que as duas fases podem apresentar-se com coloração azulada. Apesar desse tipo de ataque químico em geral revelar as estruturas bainíticas com coloração marrom, alguns autores afirmam que reagentes químicos similares revelam a ferrita bainítica tanto em tons azulados como em tons de marrom (SEOL et al., 2012), e segundo Zaefferer et al. (2008), a diferenciação entre a ferrita bainítica e a ferrita intercrítica utilizando ataque químico com diferentes cores é dificultada, já que as duas fases possuem a mesma estrutura cristalográfica.

Analisando a influência da temperatura, nota-se que as amostras austemperadas a 370°C apresentam maior fração de bainita. Essa pequena variação na fração de bainita com a temperatura de austêmpera também foi observada por Fu et al. (2014). Durante a etapa de austêmpera, a austenita se transforma gradualmente em ferrita bainítica, permitindo que a austenita que ainda não se transformou se enriqueça com carbono. Isso ocorre até o momento em que a austenita e a ferrita atingem a mesma energia livre, e a reação bainítica cessa, o que representa o ponto máximo de teor de carbono que a austenita é capaz de atingir durante a austêmpera (FU et al., 2014). Conforme já explicado, as amostras austemperadas na temperatura mais baixa possuem γ_R com maior teor de carbono, o que significa que a reação bainítica que ocorreu em tais condições levou mais tempo para cessar, permitindo maior enriquecimento da γ_R com carbono. Se a reação durou mais tempo é natural que mais bainita seja formada, o que explica o fato das amostras, em geral, apresentarem maior fração volumétrica de bainita quando austemperadas em temperaturas mais baixas.

Considerando as variações na fração volumétrica de MA observa-se um aumento na fração volumétrica do constituinte com a elevação da temperatura de austêmpera. Esse aumento certamente se deve à elevação na fração de austenita retida, observada nos resultados de difração de raios X.

4. CONCLUSÕES

A utilização de uma temperatura de austêmpera mais baixa favoreceu o refinamento da estrutura bainítica devido ao maior grau de resfriamento e maior limite de escoamento da austenita retida nessa condição. O tratamento realizado à maior temperatura resultou em retenção de maior fração de austenita de elevado teor de carbono na microestrutura e menores valores de dureza Vickers.

O aumento do tempo na temperatura de transformação bainítica favoreceu o mecanismo de estabilização da austenita por meio do enriquecimento da fase com carbono e permitiu que maior fração de austenita ficasse retida no aço ao final do tratamento, contribuindo também para a redução da dureza.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a CAPES e a FAPEMIG pela concessão de bolsas de mestrado e de iniciação científica e a FINEP pelo apoio financeiro à instituição.

6. REFERÊNCIAS

- ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution during bainite transformation in a vanadium microalloyed TRIP-assisted steel. *Materials Science & Engineering A*, Sheffield, v.651, p.822 – 830, Jan. 2016.
- ABBASI, E.; RAINFORTH, W. M. Microstructural evolution of Nb-V-Mo and V containing TRIP-assisted steels during thermomechanical processing. *Journal of Materials Science & Technology*, v.33, p.311-320, 2017.
- BANDO, S.; MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y. An improved tint etching method for high strength steel sheets with mixed microstructures. *Transactions ISIJ*, v.28, p.569-574, 1988.
- BHADESHIA, H. K. D. H. *Bainite in steels: transformations, microstructure and properties*. 2.ed. London: IOM Communications Ltd, 2001, 454p.
- CHATTERJEE, S. *Transformations in TRIP-assisted steels: microstructure and properties*. 2006. 182p. Tese (Doutorado) – Darwin College, University of Cambridge, Cambridge, 2006.
- CHIANG, J.; LAWRENCE, B.; BOYD, J. D.; PILKEY, A. K. Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels. *Materials Science & Engineering A*. v.528, p.4516-2521, 2011.
- De COOMAN, B. C.; KIM, J. High Mn TWIP steels for automotive applications. *Research Gate*, 2011.
- FONSTEIN, N. *Advanced high strength sheet steels: physical metallurgy, design, processing, and properties*. New York: Springer, 2015, 396p.
- FU, B.; YANG, W.Y.; LI, L.F.; SUN, Z.Q. 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 & Engineering A*, v.603, p.134-140, 2014.
- KAMMOUNI, A.; SAIKALY, W.; DUMONT, M.; MARTEAU, C.; BANO, X.; CHARAÏ, A. Effect of the bainitic transformation temperature on retained austenite fraction and stability in Ti microalloyed TRIP steels. *Materials Science & Engineering A*. Marseille Cedex, v.518, p.89-96, 2009.
- KELLER, S.; KIMCHI, M. *Advanced high-strength steels - Application guidelines*. WorldAutoSteel, versão 5.0, 2014.
- LY, A. L.; FINDLEY, K. O. The effects of pre-straining conditions on fatigue behavior of a multiphase TRIP steel. *International Journal of Fatigue*, Illinois, v.87, p.225 – 234, fev. 2016.
- PERRICONE, M. J. Bainitic structures. In: *ASM Handbook. Metallography and Microstructures*. ASM International. 2004. v.9, p.179-185.
- SAKUMA, Y.; MATSUMURA, 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.22, p.489-498, 1991.
- SEOL, J. B.; RAABE, D.; CHOI, P. P.; IM, Y. R.; PARK, C. G. Atomic scale effects of alloying, partitioning, solute drag and austempering on the mechanical properties of high-carbon bainitic-austenitic TRIP steels. *Acta Materialia*, v.60, p.6183-6199, 2012.
- SINGH, S. B.; BHADESHIA, H. K. D. H. Estimation of bainite plate-thickness in low-alloy steels. *Materials Science & Engineering A*, v.245, p.72-79, 1998.
- SRIVASTAVA, A.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; SUNG, H.; CHEN, P.; KUMAR, S.; BOWER, A. L. Micromechanics of plastic deformation and phase transformation in a three-phase TRIP-assisted advanced high strength steel: experiments and modeling. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v.78, p.46-69, 2015.
- TOBY, B. H.; VON DREELE, R. B. GSAS II: the genesis of a modern open-source all-purpose crystallography software package. *Journal of Applied Crystallography*, v.46, n.2, p.544-549, 2013.
- WANG, X. D.; HUANG, B. X.; RONG, Y. H.; WANG, L. Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels. *Materials Science & Engineering A*, v.448-440, p.300-305, 2006.
- XIE, Z. J.; HAN, G.; ZHOU, W. H.; ZENG, C. Y.; SHANG, C. J. Study of retained austenite and nano-scale precipitation and their effects on properties of a low alloyed multi-phase steel by two-step intercritical treatment. *Materials Characterization*, v.113, p.60-66, 2016.
- XU, Y.B.; ZOU, Y.; HU, Z.P.; HAN, D.T.; CHEN, S.Q.; MISRA, R.D.K. Correlation between deformation behavior and austenite characteristics in a Mn-Al type TRIP steel. *Materials Science & Engineering A*, v.698, p.126-135, 2017.
- ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. *Journal of Microscopy*, v. 230, p.499-508, 2008.
- ZHAO, Z. Z.; YIN, H. X.; ZHAO, A. M.; GONG, Z. Q.; HE, J. G.; TONG, T. T.; HU, H. J. The influence of the austempering temperature on the transformation behavior and properties of ultra-high-strength TRIP-aided bainitic-ferritic sheet steel. *Materials Science & Engineering A*, v.613, p.8-16, 2014.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

INFLUENCE OF AUSTEMPERING PARAMETERS ON THE MICROSTRUCTURAL CHARACTERISTICS AND HARDNESS OF TRIP ASSISTED STEELS

Rafaela Nepomuceno e Vidigal Ferreira, rafaelanvidigal@gmail.com¹
Cintia Braga, cintiabraga@gmail.com¹
Giovana Bruno Souza Costa, gbscosta9@gmail.com¹
Bárbara Natasha Santos Formaggini, nathy_barbara@gmail.com¹
Valdecir Aparecido de Siqueira, valdecirsiqueira@metaltemper.com.br¹
Wellington Lopes, wellingtonlopes.cefetmg.br¹
Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elainecarballo@cefetmg.br¹

¹Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Av. Amazonas, 5253 – Nova Suiça – 30421-169 – Belo Horizonte – MG.

Abstract: TRIP steels have a good combination of mechanical properties due to their multi-constituted microstructure and the martensitic transformation induced by deformation, making them excellent for applications in the automotive industry by allowing the manufacture of components with reduced thickness without the requirements in terms of properties being compromised. Studies involving thermal processing of these steels are of great importance since changes in the treatment parameters can maximize the TRIP effect and further improve the combination of properties. Austempering is considered a critical step in the processing of TRIP steels because it involves bainitic transformation, a mechanism associated with the stabilization of austenite through its enrichment with carbon. The presence and stability of retained austenite is the main factor that will guarantee the occurrence and intensity of the TRIP effect. In this work the effects of austempering parameters in the microstructures and the hardness of a TRIP assisted steel were evaluated.

Keywords: TRIP steels, austempering, retained austenite