

AValiação DAS PROPRIEDADES MECâNICAS PARA UM AÇO TRIP SUBMETIDO AOS PROCESSOS DE Têmpera E PARTIÇÃO E ESTAMPAGEM A QUENTE*

Edwan Anderson Ariza Echeverri¹

Arthur Seiji Nishikawa¹

Hélio Goldenstein²

André Paulo Tschiptschir²

Resumo

O aumento das exigências para reduzir o consumo de combustível e aumentar a segurança dos passageiros tem estimulado o desenvolvimento da nova geração de aços de alta resistência. Esses objetivos tornam-se atingíveis com a redução do peso dos componentes de aço do veículo, pelo uso de chapas mais finas e resistentes, mas não menos dúcteis. Com esse propósito, no presente trabalho pretendeu-se analisar os efeitos de diferentes rotas de processamento: estampagem a quente, têmpera e partição e o inovador processo que combina a deformação a quente com a têmpera e partição. Os ciclos térmicos foram projetados para obter a maior fração de austenita retida, além de ferrita e martensita. Para cada amostra tratada, amostras de tração de tamanho reduzido foram extraídas de amostras previamente tratadas em simulador termomecânico avançado Gleeble 3S50. A microestrutura foi analisada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Com o novo processo combinado acredita-se que seja possível atingir uma boa associação de propriedades para a nova geração de aços de alta resistência pela transformação da austenita retida metaestável em martensita induzida por deformação, contribuindo para a absorção de energia durante impacto.

Palavras-chave: Estampagem a Quente; Têmpera e Partição, aço TRIP.

EVALUATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF A TRIP-STEEL TREATED BY QUENCHING AND PARTITIONING AND HOT STAMPING PROCESSES

Abstract

Increased requirements for low fuel consumption and improved safety in the automotive industry have stimulated the development of new generations of high strength steels. To reduce fuel consumption, weight reduction of the steel car body is required by using thinner and therefore stronger but not less ductile materials. With this purpose, the present work aims to analyze the effect of different processing routes: hot stamping, quenching and partitioning and a novel combined process of hot stamping and quenching and partitioning. The thermal cycles have been designed in order to obtain the maximum fraction of retained austenite combined with ferrite and martensite after the process. From each heat treated specimen, subsize tensile specimens were extracted from the samples previously treated in an advanced thermomechanical simulator Gleeble 3S50. The microstructure was analyzed by optical and SEM. The newly developed combined process is believed to be a promising heat treatment for the new generation of AHSS, given that metastable retained austenite is beneficial due to occurrence of TRIP phenomenon during deformation, contributing to impact energy absorption.

Keywords: Hot Stamping; Quenching and Partitioning; TRIP-Steel.

¹ *Estudante de Doutorado, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo (USP), Brasil.*

² *Professor Titular, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, USP, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Desenvolver um conjunto completo de produção e de tecnologias de aplicação dos aços de elevada resistência por meio do estudo e controle do processo de estampagem é um foco de pesquisa atualmente necessário. O desafio a ser enfrentado para otimizar o peso da estrutura do veículo é o desenvolvimento de aços com elevada resistência mecânica sem comprometimento de sua conformabilidade. Portanto, uma das soluções recentemente encontrada foi o desenvolvimento de uma nova geração de aços de alta resistência, denominados aços avançados de alta resistência (AHSS). O aumento do nível de resistência mecânica conseguido com esses aços leva quase inevitavelmente à redução de seu alongamento total, ou seja, de sua estampabilidade. Contudo, o uso de microestruturas adequadas permite minimizar a perda de ductilidade. Desta maneira, os AHSS são uma classe de aços que oferecem uma relação resistência/conformabilidade superior, sem afetar a ductilidade e o aumento da absorção de energia, o que melhora a resistência ao impacto.

Embora os limites de conformação a frio dos aços AHSS ainda não tenham sido devidamente alcançados, atualmente a estampagem a quente é a única rota de processo que permite a fabricação de componentes com formatos complexos e alta resistência mecânica. A austenitização do aço, além de facilitar o processo de conformação em função da menor resistência mecânica e maior ductilidade do material sob processamento, também permite aproveitar os fenômenos metalúrgicos decorrentes da transformação metalúrgica posterior para obter perfis de propriedades mecânicas que permitam reduzir o peso das peças e melhorar seu desempenho. Portanto, ainda há muito trabalho no sentido de se aperfeiçoar o processo de estampagem a quente (HS, do inglês Hot Stamping) e determinar como utilizar plenamente seu potencial metalúrgico para produzir peças que cumpram suas funções da forma mais eficiente e econômica possível.

Além do processo de estampagem a quente, outra inovadora abordagem para produzir aços avançados de alta resistência, chamada de têmpera e partição (QP, do inglês Quenching and Partitioning), foi proposta recentemente por Speer et al. [1]. O objetivo desse processo é produzir microestruturas mistas compostas por martensita, ferrita e frações controladas de austenita retida. Nesse processo a supersaturação de carbono da martensita resultante da têmpera é utilizada, durante a etapa de partição, para estabilizar a austenita não transformada, o que acontece pela migração de carbono da martensita supersaturada para a austenita retida [1]. A supressão da precipitação de carbonetos é a grande diferença quando comparado com tratamentos térmicos convencionais de têmpera e revenimento, onde se espera que o carbono forme carbonetos (de transição) durante a etapa do revenimento. Assim, enquanto a microestrutura de um aço temperado e revenido consiste de martensita revenida e carbonetos precipitados, a microestrutura QP é projetada para obter martensita revenida e austenita retida. Por outro lado, a possibilidade de estabilizar a austenita pelo enriquecimento de carbono, durante o processo de partição, distingue o processo QP dos tratamentos para formação de bainita isenta de carbonetos, aplicados em aços TRIP.

O processo de têmpera e partição tem ganhado um grande interesse na indústria automobilística e nas pesquisas recentes devido à obtenção de chapas de aço com alta resistência, propiciando aumento na sua conformabilidade com o objetivo de economizar o consumo de combustível e obter maior resistência ao impacto. No entanto, há necessidade de estudos adicionais [2] para entender melhor as

contribuições da microestrutura nos níveis de resistência e ductilidade observados, incluindo uma melhor compreensão da influência das discordâncias, os carbonetos, os solutos (empobrecimento de carbono), a fração de austenita e a estabilidade da austenita retida.

Assim sendo, neste trabalho, procuram-se comparar as propriedades mecânicas obtidas nos processos de têmpera (Q), estampagem a quente (HS), têmpera e partição (QP) e o processo combinado de estampagem a quente e de têmpera e partição (HSQP) em um aço TRIP.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas amostras planas com 10 mm de comprimento efetivo (79 de comprimento total) e 1,5 mm de espessura (Figura 1), feitas de aço TRIP800, com composição química de 0,23C-1,23Si-1,50Mn (% em peso). A microestrutura da amostra como recebida apresenta ferrita e microconstituente M/A, com limites de escoamento e de resistência de ~500 e ~800 MPa, respectivamente e, alongamento de ~35%.

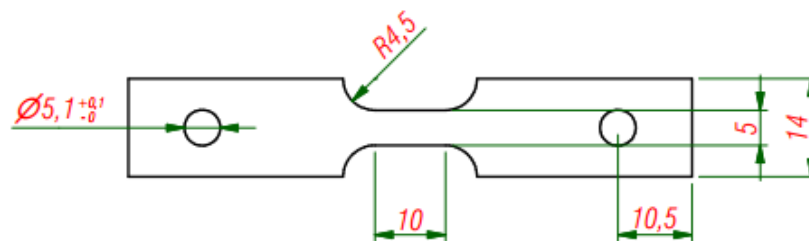


Figura 1. Desenho dos corpos de prova usados nos ensaios termomecânicos na Gleeble 3S50TM.

Os tratamentos térmicos e termomecânicos realizados são ilustrados na Figura 2. Os procedimentos descritos nessa figura foram realizáveis após tratamento de solubilização por 5 minutos a 1000°C. Após a solubilização as amostras foram aquecidas intercriticamente até 800°C, a uma taxa de 15°C/s, e mantidas nesta temperatura por 5 minutos. A utilização da condição intercrítica foi realizada com o fim de ter ferrita intercrítica e austenita com maior concentração de carbono e, portanto maior temperabilidade, de maneira tal que seja possível aplicar a têmpera e partição sem precipitação de ferrita no resfriamento a 680°C. Acredita-se que a presença de ferrita possa contribuir para um aumento da tenacidade desses aços. Para o cálculo da temperatura intercrítica foram realizadas simulações utilizando o programa Thermo-Calc®, com a base de dados TCFE otimizada para ligas ferrosas e amplamente utilizada para análise de aços em geral. O objetivo dessa etapa foi verificar o limite de solubilidade do C na ferrita e na austenita, composição das fases e atividade química, em função da temperatura e do percentual de fases presentes. As informações fornecidas pelo diagrama são muito importantes para determinar a temperatura intercrítica para uma determinada fração de ferrita inicial e, o maior enriquecimento em carbono da austenita, de forma a se obter uma quantidade substancial de austenita após os tratamentos térmicos e termomecânicos. Após austenitização, as amostras foram simultaneamente temperadas e deformadas (processo não isotérmico). A deformação foi de 30% com início a 750°C (Figura 2b e 2d). A velocidade de resfriamento, até a temperatura ambiente, foi de 60°C/s. A taxa de deformação nominal em ambos os casos foi de 0,5 s⁻¹, o que está dentro da faixa das taxas de deformação encontradas durante ensaios convencionais de estampagem a quente [3].

Os parâmetros posteriores de têmpera e partição, realizados após austenitização intercristica (QP - Figura 2c) ou deformação (HSQP - Figura 2d), de temperatura de têmpera (QT), tempo de têmpera (Qt), temperatura de partição (PT) e de tempo de partição (Pt), estão baseados no trabalho de Clarke et al.[4]. O trabalho desses autores foi realizado em um aço TRIP de composição similar ao aço em estudo e, mostrou, após avaliação do processo de têmpera e partição com dois patamares (ou de dois *steps*, como é comumente encontrado na literatura), que temperaturas de têmpera na faixa dos 200°C aos 260°C (mantidos por 10s), e tempos de partição de 10, 30, 100 e 1000s (todos realizados com PT=400°C), que a maior fração de austenita foi obtida para as temperaturas de têmpera de 260°C e 240°C com tempos de partição 100 s e 30s, respectivamente. Com base nesses resultados foi decidido avaliar uma temperatura de têmpera, não descrita pelos autores, porém, intermediária de 250°C com 30 s de partição como apresentado nas Figuras 2c e 2d. A escolha dessa temperatura de têmpera é importante uma vez que esta irá determinar a fração de martensita que sofrerá partição de carbono para austenita durante a fase de partição.

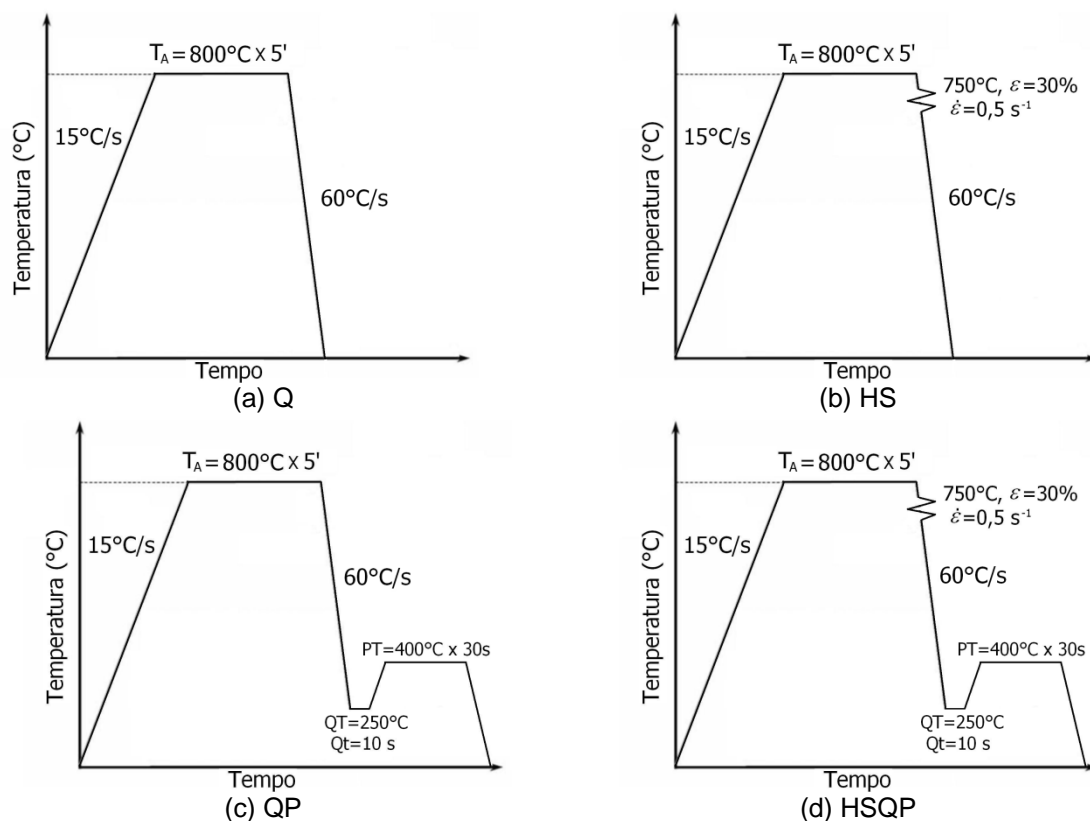


Figura 2. Ciclos termomecânicos: (a) Têmpera - Q, (b) Deformação a quente - HS, (c) Têmpera e Partição de dois patamares (*steps*) - Q&P e, (d) Deformação a quente + Q&P com dois *steps* - HSQ&P.

A fim de evitar oxidação e decarbonetação da amostra, o vácuo dentro da câmara do simulador foi de $\sim 7 \times 10^{-3}$ torr. A temperatura durante todo o ciclo termomecânico foi registrada utilizando-se termopares tipo K soldados às amostras.

A fração volumétrica de austenita retida foi calculada por difração de raios X, em concordância com as especificações descritas na norma ASTM E 975-03 [5]. As intensidades integradas dos picos (110), (200) e (211) da ferrita/martensita e, os picos (200), (220) e (311) da austenita foram usados para calcular a fração volumétrica de austenita retida. As intensidades integradas calculadas foram determinadas pelo

ajuste de uma distribuição gaussiana para cada pico de difração. As amostras foram analisadas após polimento, sem ataque, e as frações volumétricas foram calculadas por método de comparação direta [6] das intensidades dos picos.

A análise metalográfica foi realizada seguindo os procedimentos de corte e lixamento até a grana 1000 para o desbaste mais grosseiro e polimento final até 1 μm , de acordo com o procedimento metalográfico padrão [7]. Para revelação da microestrutura do aço foi empregado o reagente químico Nital 2%. Após ataque as amostras foram submetidas ao exame em microscópio óptico Philips modelo XL30, a fim de identificar as regiões de martensita transformada. Para ter um melhor detalhamento da microestrutura e diferenciar aspectos em maior escala das fases presentes, foram feitas análises em microscópio eletrônico de varredura (MEV), FEI - Inspect 50 com utilização de emissão de campo (FEG).

Nas micrografias obtidas por microscopia óptica e microscopia eletrônica foram feitas as análises de estereologia quantitativa pela técnica de contagem de pontos segundo a norma ASTM E562-02 [8]. Malhas de 19 x 21 (399 pontos) foram utilizadas e pelo menos cinco imagens foram analisadas para cada condição. Por meio dessa análise a fração volumétrica de ferrita foi determinada.

No teste de microdureza foi usado o microdurômetro FUTURE TECH, utilizando o penetrador Vickers com carga de 0,5 kg e um tempo de penetração de 10 s. Foram realizadas 10 medidas na parte intermediária da amostra. A partir dessas medidas, foram realizados os cálculos do valor médio e o desvio padrão. Uma vez que as diagonais das indentações estão na faixa dos 40 aos 50 μm , o qual abrange grãos de ferrita, martensita e austenita, os testes de microdureza representam o valor médio da dureza entre diferentes fases.

Ensaio de tração foram conduzidos em corpos de prova *sub-size* extraídos dos materiais previamente testados no simulador termomecânico Gleeble como mostrado na Figura 3. A retirada dos corpos de prova *sub-size* foi realizada por eletroerosão a fio, em temperaturas que não superam os 70°C durante o corte. Os ensaios foram conduzidos em máquina de ensaios mecânicos Kratos com célula de carga de 500 N. Para a realização dos ensaios de tração em corpos de prova *sub-size*, foi necessária a construção de um sistema de garras, como mostrado na Figura 4, que permitisse a realização dos ensaios sem que a amostra escorregasse.



Figura 3. Região de extração dos corpos de prova *sub-size* para os ensaios de tração. Os corpos de prova maiores foram testados previamente no simulador termomecânico Gleeble3S50TM do LNNano. (b) Dimensões do corpo de prova *sub-size*.



Figura 4. Sistema de garras para realização de ensaios de tração em corpos de prova *sub-size*.

As medidas da deformação foram conduzidas sem o uso de extensômetro devido à dificuldade da instalação nos corpos de prova com as dimensões da presente pesquisa (Figura 3). Portanto, para o acompanhamento da deformação foram feitos riscos na superfície da amostra para comparação da variação do comprimento antes e ao final do processo e, além disto, a deformação foi registrada por meio de vídeo que auxiliou o acompanhamento do distanciamento das marcas. Esta marcação é importante, pois a partir dela determinou-se o alongamento final do corpo de prova.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nas Figuras 5 e 6 e são apresentadas as microestruturas obtidas por microscopia óptica e eletrônica de varredura, respectivamente, das amostras do aço TRIP800, após os tratamentos de têmpera (Q), têmpera e partição (QP), estampagem a quente (HS) e processo combinado de estampagem a quente e têmpera e partição (HSQP). Na Figura 5 se observa a martensita, com tonalidade marrom, e nos contornos de grão se observa a ferrita em cor branca. Por meio de microscopia óptica é difícil distinguir a austenita na forma de blocos.

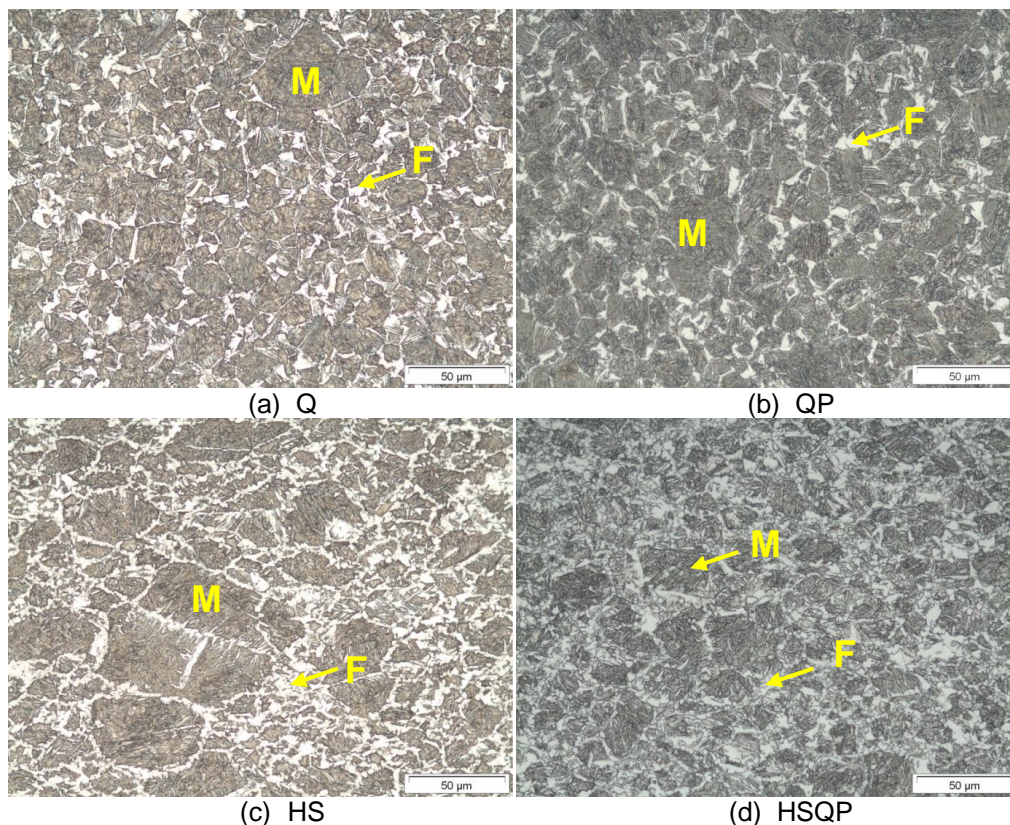


Figura 5. Microscopia óptica do aço TRIP, após tratamento de (a) Q- têmpera, (b) QP-têmpera e partição, (c) HS-estampagem a quente e, (d) HSQP-estampagem a quente e têmpera e partição. M, martensita; F, ferrita.

Na Figura 6 se observa a ferrita em baixo relevo formada nos contornos de grão da martensita. Além disso, é possível distinguir a ferrita bainítica (ferrita em forma de filmes), obtida da condição intercrítica, formada entre filmes longos de austenita retida, junto à martensita. Observa-se também a presença de alguns blocos de austenita retida. De acordo com alguns autores a presença de filmes de austenita é desejada por favorecer o efeito TRIP [9,10]. Observa-se, ademais, um aumento considerável, com respeito aos outros tratamentos, da ferrita na amostra HS.

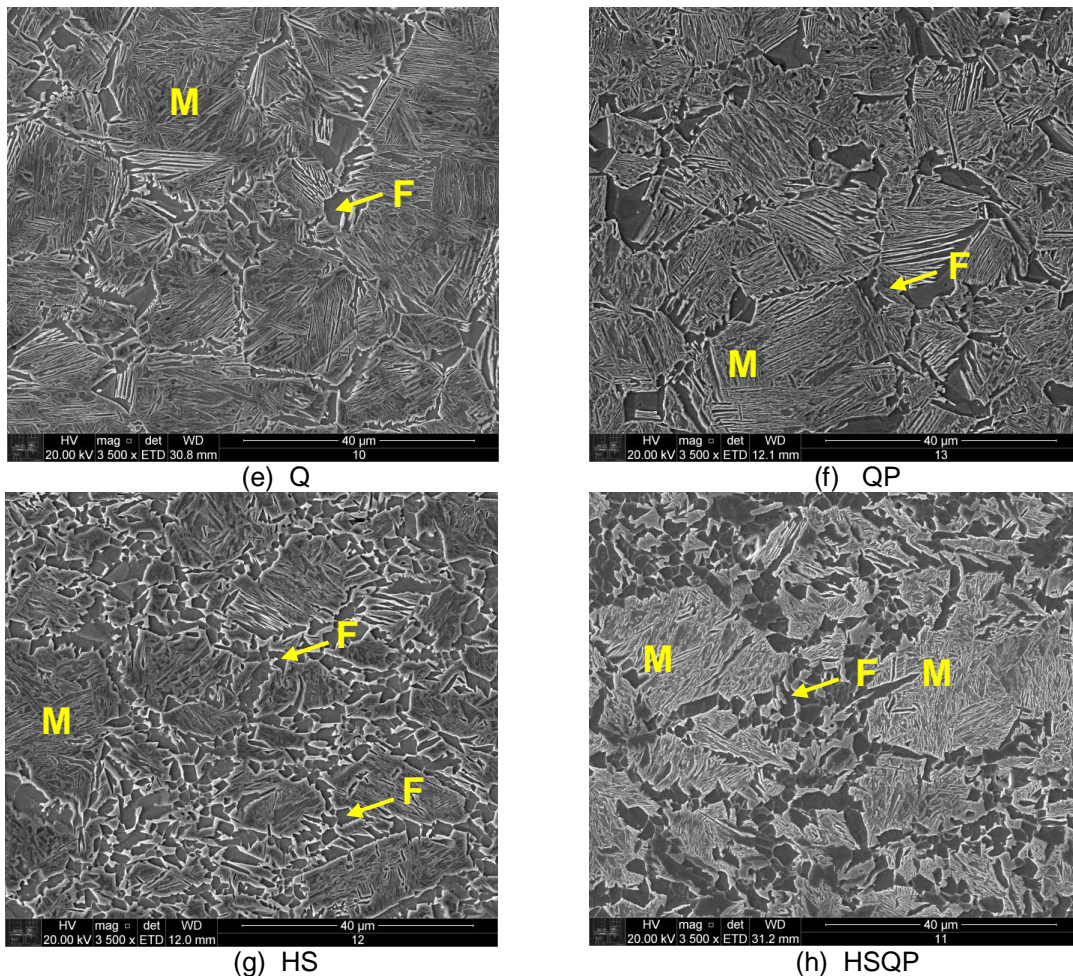


Figura 6. Microscopia eletrônica de varredura para o aço TRIP, após tratamento de (a) Q- têmpera, (b) QP-têmpera e partição, (c) HS-estampagem a quente e, (d) HSQP-estampagem a quente e têmpera e partição. M, martensita; F, ferrita.

Os resultados dos ensaios de tensão-deformação em corpos de prova subsize foram validados com as amostras como recebidas, nas quais se tinham os valores fornecidos pelo fabricante. Os resultados dessa validação são apresentados na Tabela 1.

Tabela 1. Comparação entre as propriedades mecânicas obtidas a partir dos ensaios mecânicos realizados em corpos de prova *sub-size* e os valores fornecidos pelo fabricante para o material como recebido (CR).

Propriedade	Fornecida pelo fabricante	Experimental subsize		
		Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3
LE (MPa)	504	492	482	509
LR (MPa)	778	785	770	818
ϵ (MPa)	35,5	33,8	33,3	30,8

Os resultados obtidos nos três ensaios de tensão-deformação realizados com corpos de prova sub-size para a amostra como recebida foram muito próximos aos valores fornecidos pelo fabricante.

Após validação dos ensaios de tração em corpo sub-size em amostras como recebida, foram obtidas as curvas tensão-deformação para as amostras submetidas aos tratamentos térmicos de têmpera (Q), têmpera e partição (QP), estampagem a quente (HS) e processo combinado de estampagem a quente e de têmpera e partição (HSQP), apresentadas na Figura 7.

Os resultados obtidos dos ensaios mecânicos dos corpos tratados por Q, QP, HS e HSQP, apresentaram comportamentos diferentes, sendo evidente que os resultados da amostra temperada (Q) apresenta os maiores níveis de resistência, com uma ductilidade razoável e a amostra submetida ao processo combinado de estampagem a quente, seguida por têmpera e partição (HSQP) apresenta os maiores resultados de alongamento e os menores valores de limite de escoamento e resistência à tração. Com este experimento de HSQP obtém-se um limite de escoamento (a 0,2% de desvio) de 679 MPa, limite de resistência de 878 MPa e um alongamento total de ~16%. Comparando as microestruturas com as propriedades mecânicas para o tratamento HSPQ, este aço poderia ser classificado dentre os aços avançados de alta resistência (AHSS) multifasicos classificados como CP (*Complex Phase*).

As variações nas propriedades mecânicas do material apresentado na Figura 7, estão diretamente relacionadas e em concordância com as fases obtidas com os respectivos tratamentos, mostradas na Tabela 2.

A Tabela 2 apresenta os resultados da quantificação das fases e da microdureza na amostra como recebida (CR) e após os tratamentos de têmpera (Q), têmpera e partição (QP), estampagem a quente (HS) e processo combinado de estampagem a quente e de têmpera e partição (HSQP).

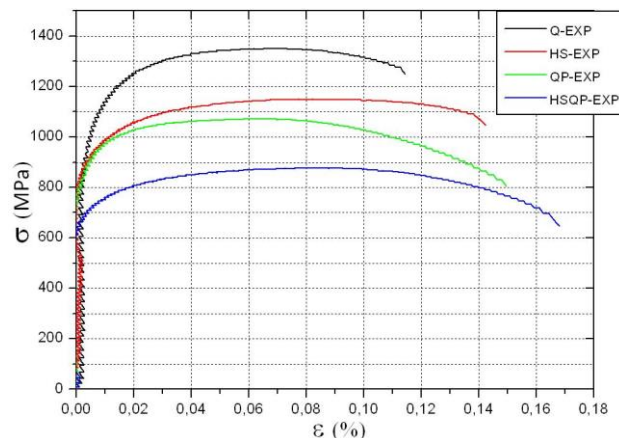


Figura 7. Resultados dos ensaios tensão-deformação em corpos sub-size para as amostras: temperada (Q), estampada a quente (HS), temperada e particionada (QP) e estampada a quente com posterior têmpera e partição (HSQP).

Tabela 2. Resultados das porcentagens de fase e do enriquecimento em carbono da austenita

Condição	$V\gamma(\pm 1,0)$ (%peso)	$V\alpha$ (%peso)	$V\alpha'$ (%peso)	Vb (%peso)	$C\gamma^*$	Microdureza ($HV_{0,5}$)
CR	34,0	66,0				240,6±6,3
Q	2,1	8,8±2,1	88,4	0,6±0,29		402,4 ± 6,8
QP	6,7	17,8±7,7	71,9	3,58±0,49	1,18	371,6 ± 11,4
HS	3,2	18,4±4,6	77,2	1,2±0,75		396 ± 26,3
HSQP	7,4	30,1±2,2	58,9	3,6±0,29	1,18	330,7 ± 4,47

$V\gamma$, $V\alpha$, $V\alpha'$, $C\gamma^*$ representam a fração volumétrica de austenita, ferrita, martensita e o enriquecimento de carbono na austenita, segundo a equação de Dyson e Holmes^[11], respectivamente.

A elevada resistência do material está diretamente relacionada com a porcentagem de martensita obtida. A maior resistência é na amostra composta por 88% de martensita (aço temperado), enquanto a menor é para o aço com 59% de martensita (aço HSQP). Os resultados de ductilidade também são comparáveis às porcentagens de ferrita e austenita retida calculadas nas amostras por estereologia e difração de raios X, respectivamente. Enquanto a maior ductilidade foi para o aço HSQP, contendo 7,4% de austenita retida e 30,1 de ferrita, a menor foi para o aço temperado

contendo 2,1% de austenita retida e 8,82% de ferrita. Esses resultados também indicam que a aplicação do tratamento intercrítico, pode promover um aumento da ductilidade e uma redução nos níveis de resistência mecânica devido à presença de uma quantidade significativa de ferrita intercrítica na microestrutura.

A relação direta, nos aços particionados, entre a porcentagem de austenita retida e o maior alongamento poderia também estar relacionada a estabilidade da mesma, uma vez que não sendo estável esta transformaria para martensita, nos primeiros estágios da deformação, diminuindo a habilidade do material para sofrer transformação induzida por plasticidade. Por outro lado, uma excessiva estabilidade da austenita também poderia diminuir a capacidade do material em sofrer transformação martensítica induzida por deformação o que reduz o alongamento do material [12]. Alguns autores [13,14] propõem que uma concentração em carbono na austenita retida na faixa de 1,0 a 1,5% pode apresentar o melhor desempenho para o efeito TRIP.

O produto entre a resistência mecânica (LR ou UTS – *Ultimate Tensile Strength*) e o alongamento total (ϵ_f) reflete diretamente a capacidade de absorção de energia do material (δ). Esses valores pode ser computado a partir das curvas tensão-deformação obtidas experimentalmente e são apresentados na Tabela 3:

Tabela 3. Limite de resistência (LR), alongamento total (ϵ_f) e absorção de energia (δ) dos tratamentos termomecânicos aplicados no aço TRIP800.

Condição	LR (MPa)	ϵ_f (%)	δ (GPa)
Q	1350	11,44	15,44
QP	1070	14,96	16,01
HS	1149	14,25	16,37
HSQP	878	16,80	14,75

Da Tabela 3 observa-se que o maior nível de absorção de energia poderia ser obtido para um material estampado a quente e o menor para um material sometido a processo de HSQP. No entanto os valores são muito próximos entre eles, e se destaca como a perda do limite de resistência, no tratamento HSQP, pode ser compensada por seu maior alongamento, o que permite obter valores de absorção de energia próximos aos demais tratamentos. Esses valores mostraram-se muito próximos aos obtidos por Min. et al. [15], cujos estudos se focaram na estampagem a quente do aço 22MnB5.

4 CONCLUSÕES

Neste trabalho desenvolveu-se uma estratégia de análise das propriedades mecânicas para aços previamente tratados na Gleeble 3S50TM. Para isto, foram realizados ensaios de tração em corpos de prova sub-size e os resultados se mostraram coerentes com os resultados realizados em amostras convencionais.

Os resultados indicaram que a aplicação do tratamento intercrítico, pode promover um aumento da ductilidade e, portanto, da tenacidade e uma redução nos níveis de resistência mecânica devido à presença de uma quantidade significativa de ferrita intercrítica na microestrutura.

Os resultados obtidos dos ensaios mecânicos dos corpos tratados por Q, QP, HS e HSQP, apresentaram comportamentos diferentes, sendo que os resultados da amostra temperada (Q) apresentou os maiores níveis de resistência (88% de martensita e ~9% de ferrita) e, a amostra submetida ao processo combinado de estampagem a quente, seguida por têmpera e partição (HSQP) apresentou os maiores resultados de alongamento, 16,8% (~30% de ferrita e 7,4 de austenita retida).

Os resultados da concentração em carbono na austenita para as amostras particionadas estiveram na faixa (entre 1,0 e 1,5%) do sugerido por alguns autores [13,14] para um melhor desempenho para o efeito TRIP.

Agradecimentos

Ao Conselho de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - CAPES, Ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia – LNNano/CNPEM.

REFERÊNCIAS

- 1 J. Speer, D. K. Matlock, B. C. De Cooman, and J. G. Schroth, "Carbon partitioning into austenite after martensite transformation," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 9, pp. 2611–2622, May 2003.
- 2 Mahmoud Y. Demeri, "Evolving Advanced High-Strength Steel Grades," in *Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications*, Mahmoud Y. Demeri, Ed. Ohio: ASM International, 2013, pp. 263 – 274.
- 3 A. Bardelcik, M. J. Worswick, and M. a. Wells, "The influence of martensite, bainite and ferrite on the as-quenched constitutive response of simultaneously quenched and deformed boron steel – Experiments and model," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 509–525, Mar. 2014.
- 4 A. J. Clarke, J. G. Speer, M. K. Miller, R. E. Hackenberg, D. V. Edmonds, D. K. Matlock, F. C. Rizzo, K. D. Clarke, and E. De Moor, "Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment," *Acta Mater.*, vol. 56, no. 1, pp. 16–22, Jan. 2008.
- 5 ASTM 975-03, "Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation 1," pp. 1–7, 2014.
- 6 B. . Cullity, *Elements of X-ray Diffraction*. Massachusetts: Addison-Wesley, 1956.
- 7 ASTM E3-01, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens," *ASTM*, 2007.
- 8 A. 562-02, "Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count," *ASTM*, 2002.
- 9 X. C. Xiong, B. Chen, M. X. Huang, J. F. Wang, and L. Wang, "The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel," *Scr. Mater.*, vol. 68, no. 5, pp. 321–324, 2013.
- 10 K. K. Park, S. T. Oh, S. M. Baeck, D. I. Kim, J. H. Han, H. N. Han, S. Park, C. G. Lee, S. Kim, and K. H. Oh, "In-situ deformation behavior of Retained Austenite on TRIP steel," vol. 412, pp. 571–576, 2002.
- 11 D. J. Dyson and B. Holmes, "Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite," *J Iron Steel Inst*, vol. 208, no. 5, pp. 469–474, 1970.
- 12 Y. Xu, X. Tan, X. Yang, Z. Hu, F. Peng, D. Wu, and G. Wang, "Microstructure evolution and mechanical properties of a hot-rolled directly quenched and partitioned steel containing proeutectoid ferrite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 607, pp. 460–475, Jun. 2014.
- 13 M. Zhang, F. Zhu, Z. Duan, and S. Ma, "Characteristics of retained austenite in TRIP steels with bainitic ferrite matrix," *J. Wuhan Univ. Technol. Sci. Ed.*, vol. 26, no. 6, pp. 1148–1151, Dec. 2011.
- 14 X. Tan, Y. Xu, X. Yang, Z. Liu, and D. Wu, "Effect of partitioning procedure on microstructure and mechanical properties of a hot-rolled directly quenched and partitioned steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 594, pp. 149–160, Jan. 2014.
- 15 J. Min, J. Lin, and Y. Min, "Effect of thermo-mechanical process on the microstructure and secondary-deformation behavior of 22MnB5 steels," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 6, pp. 818–825, Jun. 2013.