

# EFEITO DA TEMPERATURA DE DEFORMAÇÃO NÃO ISOTÉRMICA NO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE\*

Edwan Anderson Ariza Echeverri<sup>1</sup>

Tamy Oshiro Matayoshi<sup>2</sup>

Arthur Seiji Nishikawa<sup>1</sup>

André Paulo Tschiptschin<sup>3</sup>

## Resumo

O processo de estampagem a quente também conhecido como *press hardening*, é um dos métodos mais utilizados atualmente pela indústria automobilística para produzir aços de alta e ultra alta resistência. Esse processo é principalmente usado em peças relacionadas à segurança passiva e à resistência ao impacto, tais como pára-choques e barras de proteção laterais. O uso desse processo aumenta a segurança dos passageiros e reduz o peso do veículo e, portanto, o consumo de combustível. No presente estudo, amostras de aço ao boro foram deformadas a quente, não isotermicamente, a 850°C e 750°C em 30% a uma taxa de 0,5s<sup>-1</sup>. As microestruturas obtidas após deformação a 850°C foram quase totalmente martensíticas, diferente das amostras deformadas a 750°C, onde houve uma diminuição da fração volumétrica de martensita e um aumento da fração volumétrica de ferrita. Portanto, a deformação aplicada a 750°C resultou em uma diminuição dos valores de microdureza. Desta forma, tornou-se possível investigar a influência da deformação em alta temperatura na transformação martensítica, na fração volumétrica de ferrita e nos resultados de microdureza.

**Palavras-chave:** Estampagem a quente; Aço ao boro; Microdureza; Transformação Martensítica.

## EFFECT OF NON-ISOTHERMAL DEFORMATION TEMPERATURE ON HOT STAMPING PROCESS

### Abstract

Hot stamping, also known as hot press forming and press hardening, is one of the effective methods to produce ultra high strength steels (UHSS) for automotive bodies. Hot stamping process in steels are mainly used in passenger safety-related anti-intrusion parts such as side impact beams, bumpers, B-pillars, roof rails, and tunnels. The use of this process significantly increases the passenger safety, and reduces the vehicle weight and its fuel consumption. In present study, Boron-Steel samples were deformed non-isothermally at 850°C and 750°C, with 30% and at a strain rate of 0,5 s<sup>-1</sup>. The final microstructures of specimens deformed at 850°C were almost fully martensitic, as opposed to what happened on the samples deformed at 750°C, where there was a reduction in the martensite fraction and an increase in the ferrite fraction. Thus, deformation applied at 750°C resulted in a decrease of the microhardness. This made it possible to investigate the influence of high temperature deformation on the martensitic transformation, ferrite fraction and the results of microhardness.

**Keywords:** Hot stamping; Boron-steel; Microhardness; Martensitic transformation.

<sup>1</sup> Estudante de Doutorado, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo (USP), São Paulo, SP, Brasil.

<sup>2</sup> Estudante de Mestrado, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo (USP), São Paulo, SP, Brasil.

<sup>3</sup> Professor Titular, Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Escola Politécnica, USP, São Paulo, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

A produção de peças com aços AHSS (*Advanced High Strength Steels*) tem se mostrado como possível solução para reduzir o peso do veículo e a emissão de gases poluentes e aumentar a segurança de pedestres e passageiros, uma vez que permitem produzir peças com maior resistência e menores espessuras [1]. Entretanto, apesar de peças de aços de alta resistência terem propriedades mecânicas superiores, operações de estampagem nesses materiais se tornam difíceis devido à alta resistência à conformação. Com o aumento da resistência mecânica da chapa, a carga para a conformação aumenta e, o retorno elástico (*springback*) se torna maior. Além disso, pequena conformabilidade, vida curta da ferramenta e formação de trincas posteriores são problemas recorrentes [2]. Com o aquecimento das chapas de aços AHSS, as operações de estampagem se tornam mais fáceis devido à diminuição da resistência mecânica, resultado da formação de fases dúcteis em altas temperaturas. A estampagem a quente de chapas de aços temperáveis se torna, então, atrativa para conformação de peças de aços de alta resistência [1].

A estampagem a quente surgiu na empresa sueca Plannja em 1977 (sob a patente GB1490535, 1977), que usou o processo para lâminas de serra e lâminas cortadoras de grama. A partir de 1984, esse processo começou a ser implementado na indústria automobilística quando a companhia SAAB 9000 aplicou-o no Saab Automobile AB, o primeiro veículo que adotou a estampagem a quente em peças de aço ao boro. Esse processo na indústria automotiva é principalmente aplicado em componentes de chassis como o pilar A, o pilar B e para-choques, sendo que, o número de peças produzidas por este processo continua aumentando a cada ano [1].

A conformação plástica em temperaturas elevadas permite obter geometrias complexas devido à elevada conformabilidade a quente do material, proporcionada pela fase austenítica de alta deformabilidade [3]. Outras vantagens que se destacam do processo de estampagem a quente são [1,2,4-7]:

- 1) retorno elástico (*springback*) reduzido;
- 2) aumento da conformabilidade devido ao aumento na ductilidade;
- 3) resistência à tração resultante de aproximadamente 1500 MPa.

Por outro lado, algumas das desvantagens da estampagem a quente que podem ser destacadas são:

- 1) A carepa na superfície de peças estampadas é notável devido ao aquecimento e decarbonetação, e por isso pode ser necessário jateamento para remover essa camada;
- 2) Para evitar o aparecimento de carepa na superfície dos materiais estampados, devido à oxidação a altas temperaturas revestimentos de Al têm sido utilizados [1,3-5], no entanto, esses revestimentos são relativamente caros;
- 3) Devido à necessidade de aquecimento, a energia utilizada é maior.

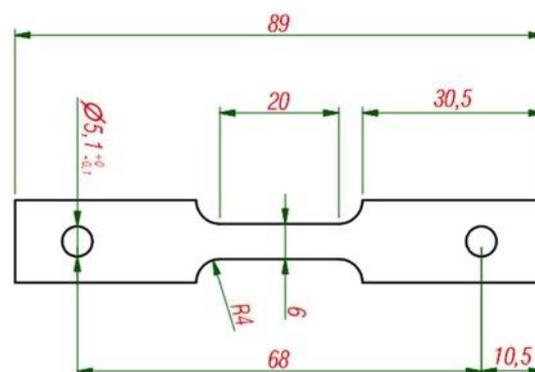
Os processos de estampagem a quente existem atualmente em duas variantes principais: o método de estampagem a quente direto e o indireto. No método direto, o blanque é aquecido em um forno, transferido para a matriz e subsequentemente conformado e temperado em ferramenta fechada. Enquanto o processo indireto se caracteriza por uma pré-conformação a frio no blanque, seguida pelo mesmo procedimento que no método de estampagem direto.

O aço 22MnB5 é o mais amplamente utilizado em processos de estampagem a quente [1,3,9-15]. Este material, inicialmente, exibe uma microestrutura ferrítico-perlítica com resistência à tração de aproximadamente 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, o componente possui principalmente uma microestrutura martensítica, atingindo uma resistência mecânica de aproximadamente 1500 MPa. Ademais desse material, outros autores [17] têm utilizando ligas de boro 27MnCrB5 e 37MnB4 obtendo valores de resistência mecânica acima dos 1400 MPa, utilizando ferramentas com sistemas de resfriamento acoplados, associados a uma microestrutura completamente martensítica. Para obtenção da microestrutura martensítica, o branco deve ser austenitizado plenamente a uma temperatura de aproximadamente 50°C acima da temperatura  $A_{c3}$ , e posteriormente, conformado e temperado simultaneamente, com resfriamento a uma taxa de no mínimo 30°C/s [17,7,18], a fim de evitar transformações difusionais.

No presente trabalho, é avaliada a influência da temperatura de deformação na microestrutura e na dureza de um aço ao boro, no processo de estampagem a quente, usando um simulador termomecânico Gleeble 3S50TM.

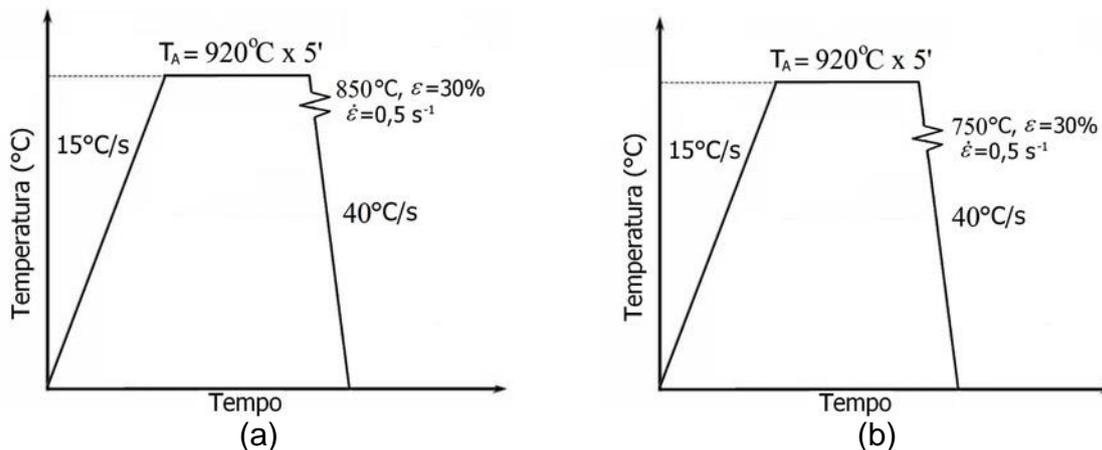
## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas amostras planas com 20 mm de comprimento efetivo (89 de comprimento total) e 1,5 mm de espessura (Figura 1), feitas de aço ao boro 15B26, com composição química de 0,24C-0,27Si-1,30Mn (% em peso). Inicialmente o material apresenta microestrutura ferrítico-perlítica com limites de escoamento e de resistência de ~500 MPa e 640 MPa, respectivamente e, alongamento de ~25%.



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

No tratamento termomecânico realizado, as amostras foram aquecidas por efeito Joule até 920°C (austenitização plena), a uma taxa de 15°C/s, e mantidas nesta temperatura por 5 minutos. Após austenitização, as amostras foram simultaneamente temperadas e deformadas (processo não isotérmico). A deformação foi de 30% com início a 850°C (Figura 2a) e 750°C (Figura 2b). Essas duas temperaturas de deformação foram aplicadas em ciclos de tratamentos termomecânicos diferentes. A velocidade de resfriamento, até a temperatura ambiente, foi de 40°C/s. A taxa de deformação nominal em ambos os casos foi de 0,5 s<sup>-1</sup>, o que está dentro da faixa das taxas de deformação encontradas durante ensaios convencionais de estampagem a quente [19]. A definição deste parâmetro se torna importante uma vez que em baixas taxas de deformação (0.1 s<sup>-1</sup>), a formação de ferrita bainítica é promovida devido à temperatura final de deformação ser menor à 650°C [16].



**Figura 2.** Ilustração esquematizando as condições térmicas e de deformação estudadas nos ciclos termomecânicos aplicados às amostras de aço ao boro tratadas em simulador termomecânico Gleeble 3S50TM. Temperatura de início de deformação em: (a) 850°C; (b) 750°C.

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.

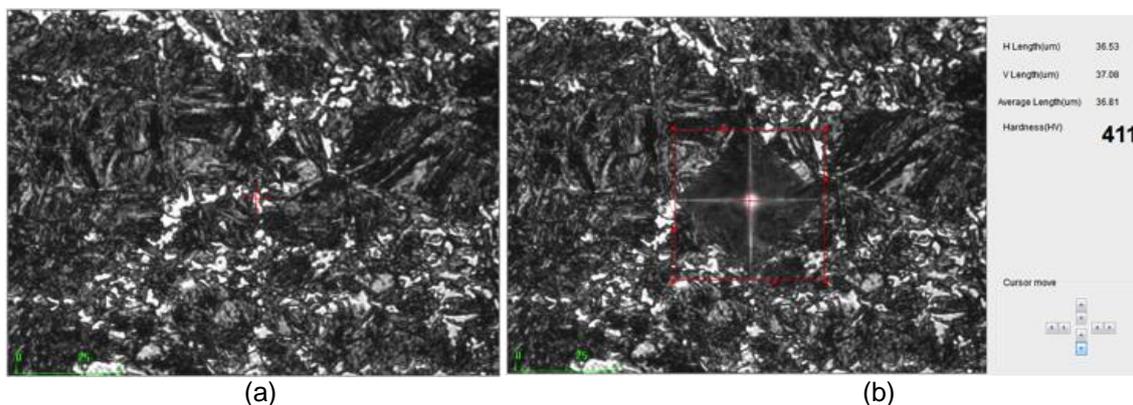
A fração volumétrica de austenita retida foi calculada por difração de raios X, em concordância com as especificações descritas na norma ASTM E 975-03 [20]. As intensidades integradas dos picos (110), (200) e (211) da ferrita/martensita e, os picos (200), (220) e (311) da austenita foram usados para 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<sup>[21]</sup> 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  $\mu\text{m}$ , de acordo com o procedimento metalográfico padrão [22]. Para revelação da microestrutura do aço foi empregado o reagente químico Nital 2%, álcool etílico e ácido nítrico (2ml de  $\text{HNO}_3$  em 98ml de álcool etílico, 95%), por imersão durante a  $\sim 10$  s. Após ataque as amostras foram lavadas com água fria e depois com álcool etílico, sendo posteriormente secas com ar quente forçado e 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 [23]. Malhas de 17 x 23 (391 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 0,3 kg e um tempo de penetração de 10 s. Foram realizadas pelo menos 25 medidas (malhas de 5 x 5) 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 30

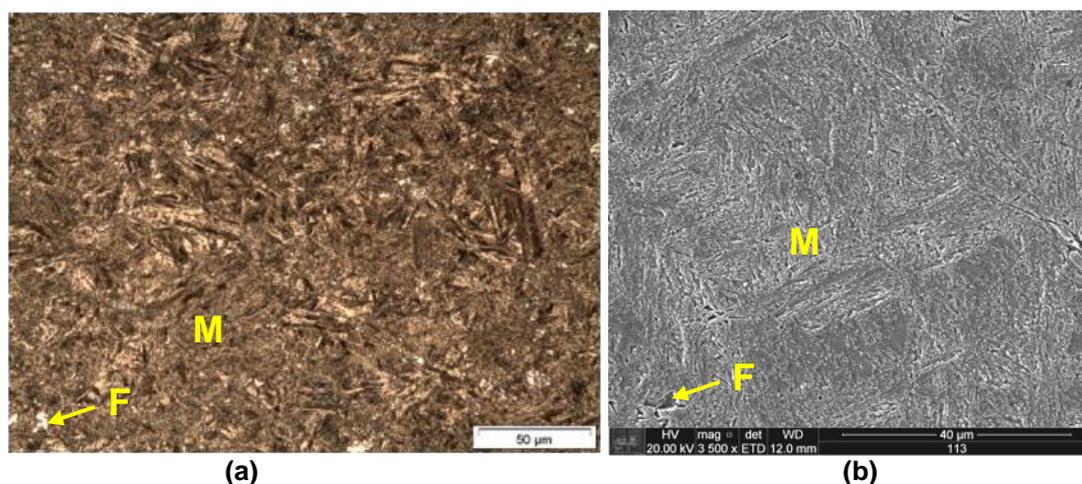
aos 40  $\mu\text{m}$  (ver Figura 3), o qual abrange grãos de ferrita, martensita e austenita, os testes de microdureza representam o valor médio da dureza entre diferentes fases.



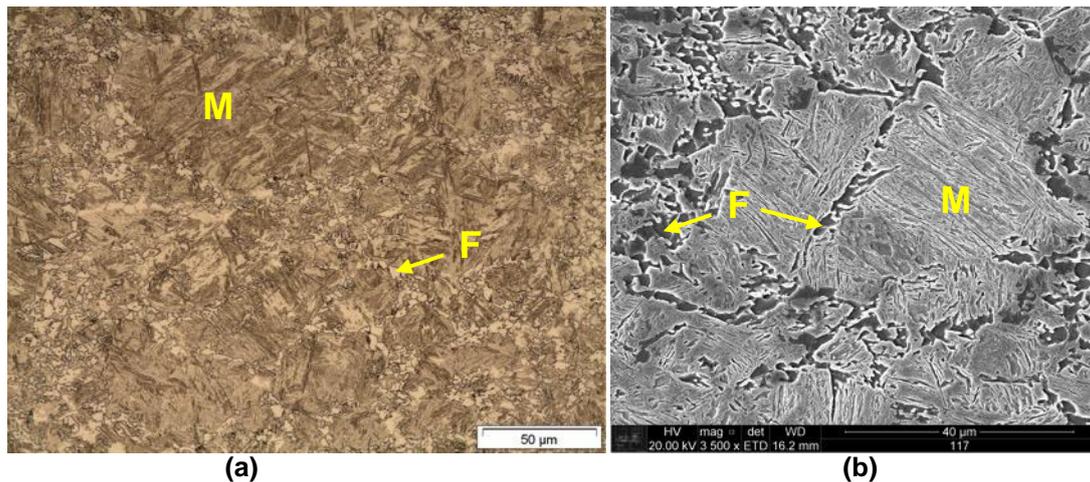
**Figura 3.** Micrografia representativa da amostra deformada a 750°C, obtida com o microscópio do microindentador FUTURE TECH (a) micrografia antes da microindentação; (b) marca da região indentada.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As micrografias das amostras deformadas não isotermicamente a 850°C e 750°C são apresentadas na Figuras 4 e 5, respectivamente.

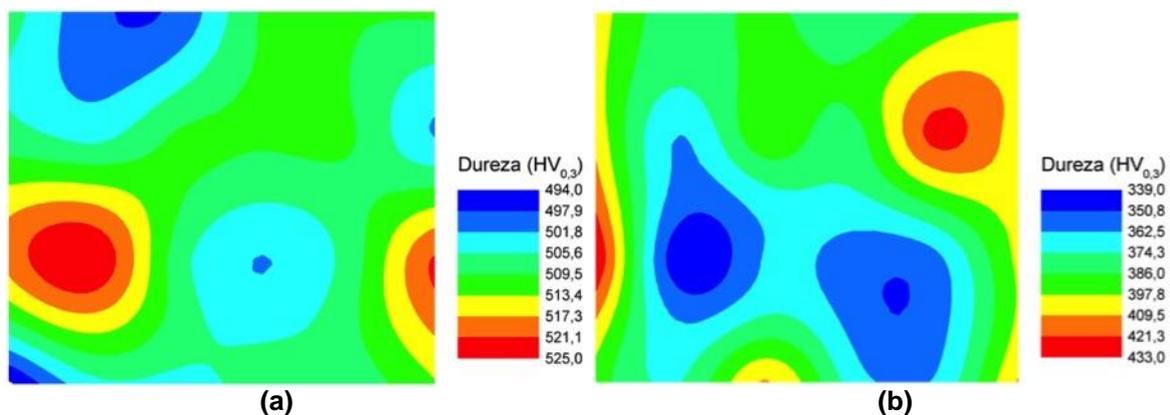


**Figura 4.** Microestrutura da peça deformada a 850°C em 30% ( $\dot{\epsilon}=0,5 \text{ s}^{-1}$ ) obtidas por: (a) Microscopia óptica, aumento: 500x; (b) Microscopia eletrônica de varredura, aumento 3500x. M e F representam martensita e ferrita, respectivamente. Ataque Nital 2%.



**Figura 5.** Microestrutura da peça deformada a 750°C em 30% ( $0,5 \text{ s}^{-1}$ ) obtidas : por: (a) Microscopia óptica, aumento: 500x; (b) Microscopia eletrônica de varredura, aumento 3500x. M e F representam martensita e ferrita, respectivamente. Ataque Nital 2%.

Nas micrografias da Figura 5, para a amostra deformada a 750°C, se observa claramente que a ferrita nucleia principalmente nos contornos de grão da austenita previamente formada. Enquanto a microestrutura deformada a 850°C (Figura 4) apresenta uma microestrutura quase totalmente martensítica, o que permite evidenciar a influência da temperatura de deformação nas transformações martensítica e ferrítica. Devido a essas diferenças microestruturais obtêm-se variação nos resultados de microdureza das amostras tratadas, como mostrado nos mapas de distribuição apresentados na Figura 6.



**Figura 6.** Mapa de distribuição de dureza obtida para as amostras deformadas em 30% ( $0,5 \text{ s}^{-1}$ ) em: (a) 850°C; (b) 750°C.

Os mapas de dureza apresentados na figura anterior são importantes porque permitem evidenciar a heterogeneidade das fases e melhor compreensão física das amostras resultantes dos processos de deformação a quente. Desta forma, essa técnica de mapeamento da dureza superficial proporciona a possibilidade de varrer grandes superfícies e traçar os perfis de dureza o que proporciona a compreensão física das fases presentes. Portanto, essa técnica mostra-se vantajosa como uma alternativa na quantificação e identificação das fases presentes.

Pela técnica de estereologia quantitativa foi possível calcular os percentuais de ferrita nas microestruturas obtidas após o tratamento termomecânico de *hot stamping* e do ataque químico. Os resultados (Tabela 1) mostraram que a porcentagem de ferrita no aço deformado a 850°C é de ~2% e para o aço deformado

a 750°C de ~24%. O que se mostrou coerente com os resultados de microdureza (Figura 4) que variaram entre 494 e 525 HV<sub>0,3</sub> para o aço deformado a 850°C, quando comparado com o aço deformado a 750°C em que a variação foi entre 339 e 433 HV<sub>0,3</sub>. Esse comportamento se deve a que a deformação a 750°C acontece na zona ferrítica da curva de resfriamento contínuo, o que acelera e induz a transformação de fase de austenita em ferrita.

Vários autores [24-27] têm proposto relações de dureza com a resistência mecânica e o limite de escoamento. Min et al. [25], usaram em seu estudo um aço ao boro deformado a quente para avaliar o comportamento da formação de fases secundárias durante a deformação (efeito DIFT), e encontraram as seguintes relações para os limites de escoamento,  $\sigma_e$ , [eq. 1] e de resistência,  $\sigma_r$  [eq. 2]:

$$\sigma_e = 2,167HV - 55,73 \quad (1)$$

$$\sigma_r = 2,314HV + 285,2 \quad (2)$$

Usando as relações propostas por Min et al. [25], para os valores médios de dureza apresentados na Tabela 1, encontramos que o limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) e de resistência para o aço deformado a 850°C

Os resultados de austenita retida obtidos por difração de raios X, não mostraram variações significativas nos dois tipos de tratamentos, obtendo-se aproximadamente 3% em ambos os casos.

**Tabela 1.** Resultados das porcentagens em peso de cada fase e da microdureza

T <sub>ε</sub>	V <sub>α</sub> (%)	V <sub>γ</sub> (%)	V <sub>α'</sub> (%)	Microdureza (HV <sub>0,3</sub> )
850°C	2,1	3,5	94,4	507,9 ± 6,7
750°C	24,2	3,2	72,6	387,6 ± 23,0

V<sub>α</sub>, V<sub>γ</sub> e V<sub>α'</sub>, representam as frações volumétricas de ferrita, austenita e martensita, respectivamente.

Os resultados microestruturais e de fração volumétrica mostraram que para obtenção de maior porcentagem de martensita, e portanto, maior resistência mecânica, é necessário que a janela do processo para a deformação a quente seja limitada à região austenítica. Enquanto que, se o objetivo for aumentar a ductilidade do material, sacrificando um pouco os resultados de resistência mecânica, uma deformação a 750°C poderia ser mais conveniente devido à formação de ferrita durante deformação produzida pelo efeito DIFT (do inglês, *Deformation Induced Ferrite Transformation*) [28]. Quando a deformação é aplicada à austenita sua energia livre de ativação aumenta o que permite a intensificação da força motriz para a transformação de ferrita a partir da austenita deformada [29]. Essa transformação de fase é conhecida como efeito DIFT. A transformação de ferrita por efeito DIFT difere da transformação comumente conhecida de ferrita, em que, enquanto na primeira a nucleação controla o processo de transformação, na segunda o crescimento do grão domina a transformação [29]. Por tanto, uma vez que a ferrita induzida por deformação é dinamicamente atingida pela energia de deformação usada como força de ativação, variáveis como deformação, taxa de deformação, temperatura e quantidade de deformação terão efeito e influencia nessa transformação.

Desta forma, uma maior quantidade de ferrita possibilita uma maior ductilidade para o aço, o que garante uma maior absorção de energia em caso de impacto em peças,

por exemplo, pilar A ou pilar B. Para a indústria automotiva este é um dos maiores objetivos em questão de segurança passiva [30]. Autores como Young e Bhadeshia [31] e Santofimia et al.[32,33] tem mostrado a importância da incorporação de fases moles (como ferrita e bainita) em matriz de alta dureza para a obtenção de melhores combinações de resistência e ductilidade em aços AHSS.

Esses resultados evidenciam que uma diferença de 100°C na temperatura inicial de deformação da amostra causa consideráveis diferenças nos resultados microestruturais e, portanto, das propriedades mecânicas para um mesmo material.

Os resultados neste trabalho são bem próximos aos encontrados na literatura [14], mesmo sendo realizados em equipamentos diferentes dos utilizados nestas pesquisas.

## 4 CONCLUSÕES

A deformação a 850°C apresentou resultados de microdureza maiores devido ao refinamento da microestrutura e aumento da porcentagem de martensita. Enquanto os resultados de microdureza da deformação iniciada em 750°C foram menores devido ao incremento da fração volumétrica de ferrita. Esses resultados evidenciam que uma diferença de 100°C na temperatura inicial de deformação da amostra pode causar consideráveis diferenças nos resultados microestruturais e, portanto, das propriedades mecânicas para um mesmo material.

Para garantir uma microestrutura de maior resistência mecânica, produzida pela microestrutura martensítica é necessário que a janela do processo para deformação a quente seja limitada à região austenítica.

A técnica de mapeamento da dureza superficial proporciona a possibilidade de varrer grandes superfícies e traçar perfis de dureza o que proporciona a compreensão física das fases presentes. Essa técnica mostra-se vantajosa como uma alternativa na quantificação e identificação das fases presentes.

A relação da dureza com o limite de resistência, proposta por Min et al.[25], mostrou que é possível obter valores de resistência superiores aos 1400 MPa, como esperado para o processo de estampagem a quente, o que sugere que a deformação nesses processos deve ser realizada em temperaturas tão altas quanto possíveis.

## Agradecimentos

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

## REFERÊNCIAS

- 1 H. Karbasian and a. E. Tekkaya, "A review on hot stamping," J. Mater. Process. Technol., vol. 210, no. 15, pp. 2103–2118, Nov. 2010.
- 2 K. I. Mori, "Smart hot stamping of ultra-high strength steel parts," Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.), vol. 22, no. October, pp. s496–s503, 2012.
- 3 B. Carlsson and L. Olsson, "Improved formability of ultra high strength steels through local heat treatment," in International Conference on Steels in Cars and Trucks, 2006, pp. 196–203.
- 4 H. So, D. Faßmann, H. Hoffmann, R. Golle, and M. Schaper, "An investigation of the blanking process of the quenched boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process," J. Mater. Process. Technol., vol. 212, no. 2, pp. 437–449, Feb. 2012.

- 5 M. Naderi, M. Ketabchi, M. Abbasi, and W. Bleck, "Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping," J. Mater. Process. Technol., vol. 211, no. 6, pp. 1117–1125, Jun. 2011.
- 6 J. Zhou, B. Y. Wang, M. D. WangHuang, and D. Cui, "Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips," Int. J. Miner. Metall. Mater., vol. 21, no. 6, pp. 544–555, 2014.
- 7 a. Turetta, S. Bruschi, and a. Ghiotti, "Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations," J. Mater. Process. Technol., vol. 177, no. 1–3, pp. 396–400, Jul. 2006.
- 8 a. Barcellona and D. Palmeri, "Effect of Plastic Hot Deformation on the Hardness and Continuous Cooling Transformations of 22MnB5 Microalloyed Boron Steel," Metall. Mater. Trans. A, vol. 40, no. 5, pp. 1160–1174, Feb. 2009.
- 9 Z. X. Gui, W. K. Liang, Y. Liu, and Y. S. Zhang, "Thermo-mechanical behavior of the Al-Si alloy coated hot stamping boron steel," Mater. Des., vol. 60, pp. 26–33, 2014.
- 10 H. Güler, R. Ertan, and R. Özcan, "Investigation of the hot ductility of a high-strength boron steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 608, pp. 90–94, Jul. 2014.
- 11 H.-H. Bok, S. N. Kim, D. W. Suh, F. Barlat, and M.-G. Lee, "Non-isothermal kinetics model to predict accurate phase transformation and hardness of 22MnB5 boron steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 626, pp. 67–73, Feb. 2015.
- 12 J. Zhou, B. Wang, and M. Huang, "Two constitutive descriptions of boron steel 22MnB5 at high temperature," Mater. Des., no. July, Jul. 2014.
- 13 M. Nikraves, M. Naderi, and G. H. Akbari, "Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 540, pp. 24–29, Apr. 2012.
- 14 R. S. Lee, Y. K. Lin, and T. W. Chien, "Experimental and Theoretical Studies on Formability of 22MnB5 at Elevated Temperatures by Gleeble Simulator," Procedia Eng., vol. 81, no. October, pp. 1682–1688, 2014.
- 15 P. F. Bariani, S. Bruschi, a. Ghiotti, and a. Turetta, "Testing formability in the hot stamping of HSS," CIRP Ann. - Manuf. Technol., vol. 57, no. 1, pp. 265–268, Jan. 2008.
- 16 M. Merklein and M. Wieland, "Investigations on Austenitization Parameters Influencing Wear Behavior Within Hot Stamping," Procedia Eng., vol. 81, no. October, pp. 1695–1700, 2014.
- 17 M. Naderi, a. Saeed-Akbari, and W. Bleck, "The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel," Mater. Sci. Eng. A, vol. 487, no. 1–2, pp. 445–455, Jul. 2008.
- 18 M. Merklein, J. Lechler, and M. Geiger, "Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5," CIRP Ann. - Manuf. Technol., vol. 55, no. 1, pp. 229–232, Jan. 2006.
- 19 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.
- 20 ASTM 975-03, "Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation 1," pp. 1–7, 2014.
- 21 B. . Cullity, Elements of X-ray Diffraction. Massachusetts: Addison-Wesley, 1956.
- 22 ASTM E3-01, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens," ASTM, 2007.
- 23 A. 562-02, "Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count," ASTM, 2002.
- 24 R. Rodríguez and I. Gutierrez, "Correlation between nanoindentation and tensile properties influence of the indentation size effect," Mater. Sci. Eng. A, vol. 361, p. 377–384, 2003.
- 25 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.

- 26 E. J. Pavlina and C. J. Tyne, "Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 17, no. 6, pp. 888–893, Apr. 2008.
- 27 B. Smoljan, D. Ijkić, and H. Novak, "Computer simulation of quenched and tempered steel properties," *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, vol. 46, no. 2, pp. 175–181, 2011.
- 28 D. K. Matlock, J. G. Speer, E. De Moor, and P. J. Gibbs, "RECENT Developments In Advanced High Strength Sheet Steels For," vol. 15, no. 1, pp. 1–12, 2012.
- 29 J. Min, J. Lin, Y. Min, and F. Li, "On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 550, pp. 375–387, Jul. 2012.
- 30 M. Geiger, M. Merklein, and C. Hoff, "Basic Investigations on the Hot Stamping Steel 22MnB5," *Adv. Mater. Res.*, vol. 6–8, pp. 795–804, 2005.
- 31 C. H. Young and H. K. D. H. Bhadeshia, "Strength of mixtures of bainite and martensite," *Mater. Sci. Technol.*, vol. 10, no. 3, pp. 209–214, 1994.
- 32 M. J. Santofimia, T. Nguyen-Minh, L. Zhao, R. Petrov, I. Sabirov, and J. Sietsma, "New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 23, pp. 6429–6439, Sep. 2010.
- 33 M. J. Santofimia, S. M. C. Van Bohemen, and J. Sietsma, "Combining bainite and martensite in steel microstructures for light weight applications," no. October 2012, pp. 15–17, 2013.