

Microestrutura e propriedades mecânicas do aço AHSS - DP 800 tratado termicamente

Microstructure and mechanical properties of heat-treated AHSS - DP800 steel

Rafael Ferreira dos Santos¹ , Yogendra Prasad Yadava¹, Ricardo Artur Sanguinetti Ferreira¹ 

¹Universidade Federal de Pernambuco, Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Avenida Acadêmico Hélio Ramos, s/n, 50640-530, Recife, PE, Brasil.

e-mail: ferreira.santos@ufpe.br, yadava@ufpe.br, ricardo.sferreira@ufpe.br

RESUMO

As transformações microestruturais do aço AHSS do tipo DP 800 foram estudadas com o objetivo de se investigar a influência dos tratamentos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas deste aço modificado; versatilizando sua gama de aplicações. O material na condição de como recebido foi submetido a um ensaio de dilatométrica, para identificação dos domínios de transformação de fases. Depois de identificados, foram produzidas no material como recebido, algumas sequências térmicas feitas com resfriamento rápido a partir da solubilização parcial ($\alpha + \gamma$) a 840°C e total (γ) a, 860°C e 880°C, seguidos de resfriamento. Após os tratamentos, sem revenimento, o material foi submetido a metalografia tradicional e posterior caracterização microestrutural com microscopia de varredura. Depois da caracterização microestrutural os materiais como recebido e tratados nas diferentes temperaturas foram submetidos a ensaios de tração uniaxial. As microestruturas mostraram que o material como recebido é constituído por uma matriz ferrítica, com grão contornados por martensita e bainita. A microestrutura do material resfriado a partir de 840°C mostrou, como era de se esperar, austenita residual, a ferrita, pouca bainita e um aumento significativo no teor de martensita. O resfriamento a partir de 860°C e 880°C produziram resultados, semelhantes, porém sem austenita residual. As propriedades mecânicas revelaram que o aumento do teor de martensita aumenta significativamente o limite de resistência, mas com perda da ductilidade.

Palavras-chave: Tratamentos Térmicos; Propriedades Mecânicas; Aço AHSS.

ABSTRACT

The microstructural transformations of AHSS steel of type DP 800 were studied in order to investigate the influence of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of this modified steel; versatilizing its range of applications. The as received material was submitted to a dilatometry test to identify the phase transformation domains. After identification, some thermal sequences were produced in the as received material, made with rapid cooling both in partial solubilization ($\alpha + \gamma$) at 840°C and total solubilization (γ) at 860°C and 880°C, followed by cooling. After treatments, without tempering, the material was subjected to traditional metallography and subsequent microstructural characterization with scanning microscopy. After the microstructural characterization, the materials, as received and treated at different temperatures, were subjected to uniaxial tensile tests. The microstructures showed that the as received material is constituted by a ferritic matrix, with grain contoured by martensite and bainite. The microstructure of the cooled material from 840°C showed, as expected, residual austenite, ferrite, little bainite and a significant increase in martensite content. The microstructures showed that the as received material is constituted by a ferritic matrix, with grain contoured by martensite and bainite. The microstructure of the cooled material from 840°C showed, as expected, residual austenite, ferrite, little bainite and a significant increase in martensite content. Cooling from 860°C and 880°C produced similar results, but without residual austenite. The mechanical properties revealed that the increase in martensite content increases significantly the strength limit, but with loss of ductility.

Keywords: Heat Treatments; Mechanical Properties; AHSS Steel DP 800.

1. INTRODUÇÃO

Os aços AHSS (Advanced High Strength Steel) vêm sendo utilizados na indústria automobilística devido ao excelente desempenho estrutural, com limite de resistência variando de 400 a 1200 MPa [1–3]. Estes novos aços vêm, gradativamente, substituindo, com vantagens, os tradicionais aços do tipo HSLA (alta resistência e baixa liga) [4, 5]. Dependendo da composição química [6] e do tipo de processo termomecânico produzido [7], estes aços podem ser do tipo DP (dual phase), CP (fases complexas), TRIP (Plasticidade induzida pela transformação), TWIP (Transformação induzida por maclação), além de outros [2, 3].

O aço DP (Dual Phase) foi desenvolvido com baixo teor de carbono, sendo constituído, microestruturalmente, pelas fases martensita e ferrita, onde a martensita confere alta resistência e a ferrita a boa ductilidade alongamento [7].

O aço DP (Dual Phase), além de boa resistência, exibe uma excelente formabilidade que possibilita a manufatura de peças de geometria complexas da carroceria de veículos automotores. Esta flexibilidade pode ser controlada por vários processos térmicos e termomecânicos [3, 7] pelo ajuste da fração volumétrica da martensita e controle do tamanho do grão de ferrita, onde a martensita se dispersa pelos contornos.

Estudos realizados anteriormente [2, 3] mostraram que estes aços DP podem ser modificados microestruturalmente por sequências termomecânicas diferenciadas, aumentando ou diminuindo sua resistência mecânica; ampliando a gama de aplicações nas diferentes partes de carrocerias automotivas. Estes estudos mostraram que um aço do tipo DP 800 pode ter sua resistência variando entre 600 e 1000 Mpa [2]; onde as alterações no limite de resistência deste aço dependem fundamentalmente das sequências empreendidas, produzindo diferentes teores de martensita e bainita que se distribuem majoritariamente pelos contornos de grãos ferríticos.

Um aumento da temperatura intercrítica do tratamento térmico aumenta a fração de austenita formada, que se transforma em ferrita e martensita durante o resfriamento rápido, melhorando a dureza e a resistência [7].

Tem sido relatado por MARFFEI *et al.* [8] e MOHAVED *et al.* [9] que é possível obter-se frações volumétricas de martensita compreendidas entre 35-50%, que possibilitam um controle das propriedades mecânicas deste aço, influenciando significativamente a sua resistência.

Com o objetivo de se diversificar a gama de aplicações do aço DP 800 em carrocerias automotivas,, neste trabalho serão experimentadas novas sequências térmicas, em relação à trabalhos anteriores [2, 3], para se avaliar as propriedades mecânicas em função das microestruturas produzidas. Em complementação a este estudo, os resultados das propriedades mecânicas serão apresentados e discutidos com base na morfologia das fraturas produzidas.

2. MATERIAIS E METODOS

2.1. Materiais

O material utilizado para o estudo foram chapas de um aço comercial AHSS de primeira geração, do tipo (Dual Phase) DP800, nas espessuras variando de 1,85 mm a 1,9 mm; fornecido por uma indústria automobilística da região. A composição química nominal do material como recebido está na Tabela 1.

2.2. Dilatometria

Inicialmente, foi feito um estudo com dilatometria diferencial para determinação dos domínios de transformação de fase no aquecimento e resfriamento. As curvas de dilatação forneceram informações sobre quais faixas de temperaturas deveriam ser exploradas para a obtenção de diferentes microestruturas. Neste ensaio foram utilizadas as seguintes especificações:

- Faixa de aquecimento: de 25°C a 900°C. Ao chegar a 900°C manteve-se o corpo de prova a 900°C por 13 minutos;
- Velocidade de aquecimento: 5°C/min;
- Material de referência: Óxido de alumínio (Al_2O_3)

Tabela 1: Composição química do aço dual phase-DP800.

COMPOSIÇÃO	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Al%	Nb%
	0,13	0,20	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: SILVA *et al.* [2].

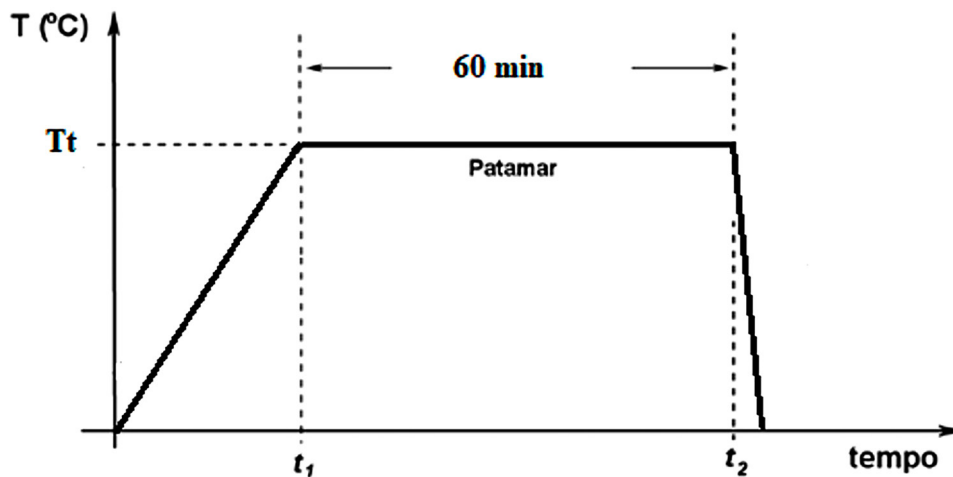


Figura 1: Ciclo térmico aplicado ao Aço Dual Phase DP-800.

2.3. Sequências térmicas

Após a identificação dos domínios de transformação de fase, foram então elaboradas sequências térmicas, conforme a Figura 1, com temperaturas de tratamento (T_t) de 840, 860 e 880°C.

O tratamento térmico foi realizado num forno elétrico, tipo mufla, monitorado por termopar do tipo k. Para um melhor controle da temperatura, após o forno atingir a temperatura especificada para o tratamento, aguardou-se 1 hora para que houvesse a homogeneização da temperatura no mufla. Após a homogeneização, as peças foram colocadas no forno. Com a abertura do forno para a inserção das peças, perdeu-se temperatura, e somente após a nova estabilização era iniciada a contagem do tempo de tratamento (60 minutos), conforme ilustrado na Figura 1.

O resfriamento foi feito em água a temperatura ambiente, onde o reservatório foi colocado ao lado do forno para que o resfriamento fosse feito imediatamente após a retirada da peça do forno.

2.4. Ensaio de tração

Para avaliar as propriedades mecânicas sob diferentes condições de tratamento, foram realizados ensaios de tração uniaxial de acordo com as normas ASTM E8M4 [10]. Esses ensaios foram realizados utilizando uma máquina servo-hidráulica universal com capacidade de 10 toneladas.

Os dados de deformação foram adquiridos por meio de um extensômetro montado diretamente nos corpos de prova, na região mais suscetível à deformação. Três ensaios mecânicos foram realizados para cada condição estudada, sendo assim produzidos 12 corpos de prova (3 CP's x 4 condições = 12 CP's).

2.5. Caracterização microestrutural

Para a caracterização microestrutural, as amostras foram submetidas a procedimentos metalográficos, os quais incluíram as seguintes etapas: corte, lixamento utilizando lixas com granulometrias de 220, 400, 600, 800 e 1200 Mesh, seguido por polimento em tapete de feltro utilizando pasta de diamante de 1 μm . Posteriormente, as amostras foram submetidas a um ataque químico com solução de nital a 5%, com tempo de imersão de aproximadamente 10 segundos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A partir da curva dilatométrica mostrada na Figura 2, foi possível identificar três diferentes domínios de temperatura, identificados na curva as cores: preta (primeiro domínio), azul (segundo domínio) e verde (terceiro domínio).

Transformação do 1º domínio ocorre de 430 a 470° C, identificado pela reversão da martensita (M) em ferrita (a): ($\alpha + M \rightarrow \alpha$);

Transformação do 2º domínio ocorre de 750 a 850° C, identificado como a transformação de ferrita (a) em austenita (g) com solubilização parcial ($a \rightarrow a + g$) ou total ($a \rightarrow g$).

Transformação 3º domínio ocorre de 745 a 675° C, identificado com a transformação de austenita em ferrita ($g \rightarrow a$).

Estes resultados estão de acordo com os estudos dilatométricos encontrados por COSTA *et al.* [11]. Com o objetivo de se promover a solubilização (austenitização) parcial ou completa do material, foram utilizadas as temperaturas de 840°C, 860°C e 880°C, respectivamente.

Para identificar as fases presentes neste estudo, foram realizadas comparações com as morfologias encontradas por outros autores que trabalharam com o mesmo tipo de aço [7–9, 11–13] ou um similar [14]. Com base na morfologia, foram identificadas as microestruturas do material como recebido e do material tratado nas diferentes temperaturas.

Na Figura 3 a esquerda a micrografia revelou grãos ferríticos (círculo preto) contornados com martensita (círculo vermelho) e bainita (círculo verde) e resquícios do constituinte MA (círculo azul). Nesta condição, os nossos resultados estão de acordo com BARBOSA [15] e MAGALHÃES [16] que trabalharam com aços AHSS do tipo DP e TRIP, respectivamente. Análises quantitativas feitas com o aplicativo Image J mostraram que o teor de ferrita foi de $62 \pm 5\%$. Devido as limitações deste aplicativo não foi possível separar as fases martensita e bainita que apresentavam-se justapostas (convoluídas). As fases martensita e bainita apresentaram juntas um teor de $32 \pm 6\%$.

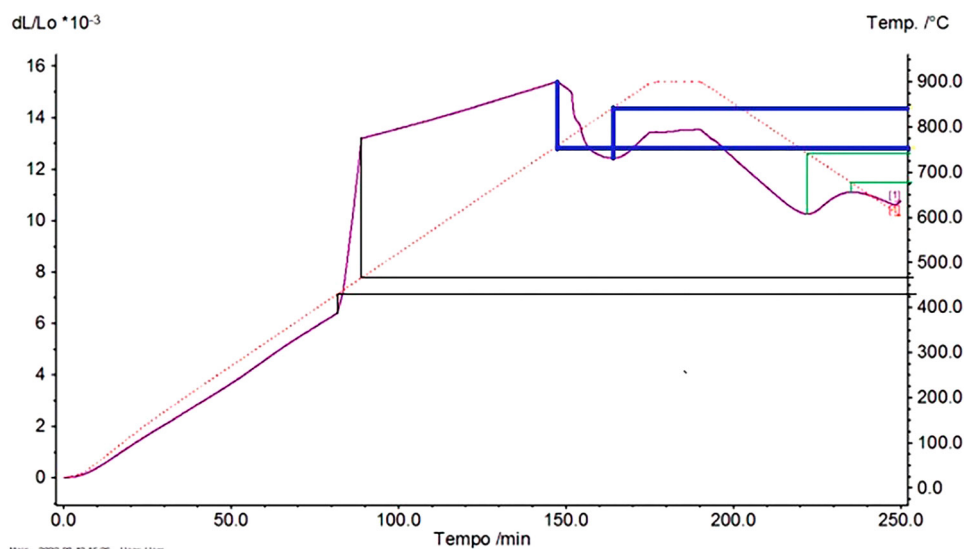


Figura 2: Curva de dilatometria do Aço Dual Phase DP-800.

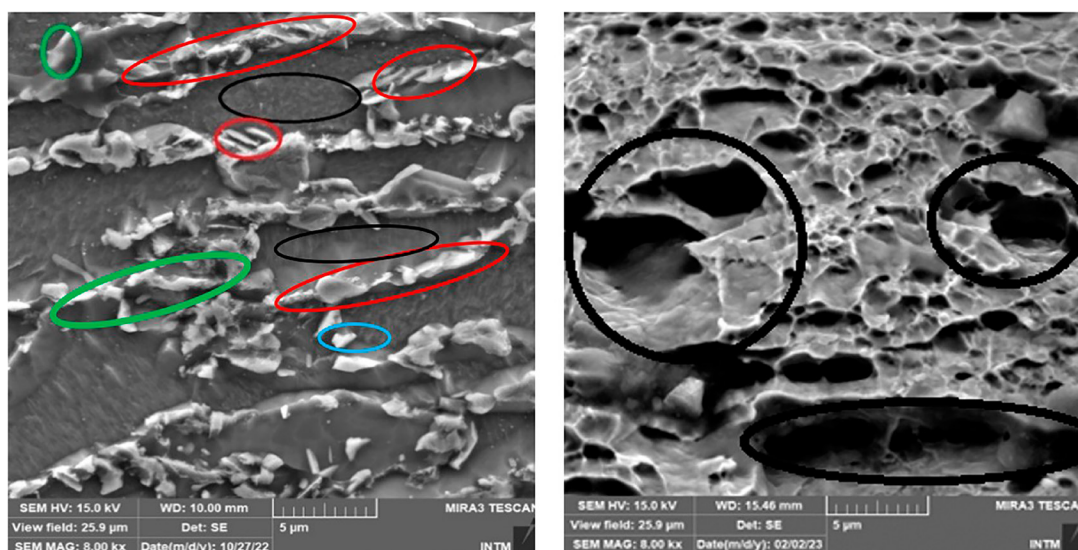


Figura 3: Microestrutura do material como recebido (3.A, à esquerda), e à direita a região fraturada desta mesma condição.

Na Figura 3, à direita, é possível visualizar a fratura do material na condição de como recebido. A figura mostra grandes alvéolos medindo de 10 a 40 mm de diâmetro, característicos da fratura dúctil.

A Figura 4 é uma micrografia resultante do tratamento térmico a 840°C, capturada com uma ampliação de 5000 vezes. Através dela é possível observar que não há na microestrutura uma fase predominante. Nesta figura, observam-se a ferrita (círculo preto), a fase martensítica (círculo Vermelho), a austenita retida (círculo amarelo) e a fase bainítica (círculo verde). Devido a justaposição das fases que mostraram-se extremamente convoluídas, não foi possível nenhuma quantificação nesta microestrutura. Pela temperatura de tratamento e a presença da austenita retida, pode-se afirmar que a solubilização não foi completa ($a \rightarrow a + g$) e o resfriamento não foi eficaz.

Pela morfologia da fratura observou-se novamente a formação de alvéolos, que indicam uma fratura dúctil. No comparativo com a condição como recebido, nota-se uma redução no tamanho e na profundidade dos alvéolos formados (círculo branco) e, na região central, a presença de planos de deslizamento (Círculos laranjas), indicando uma estrutura menos dúctil que a anterior.

A Figura 5 apresenta uma micrografia obtida após a condução do tratamento térmico a 860°C. A microestrutura foi obtida com uma ampliação de 5000×, onde é possível observar a ocorrência de ferrita

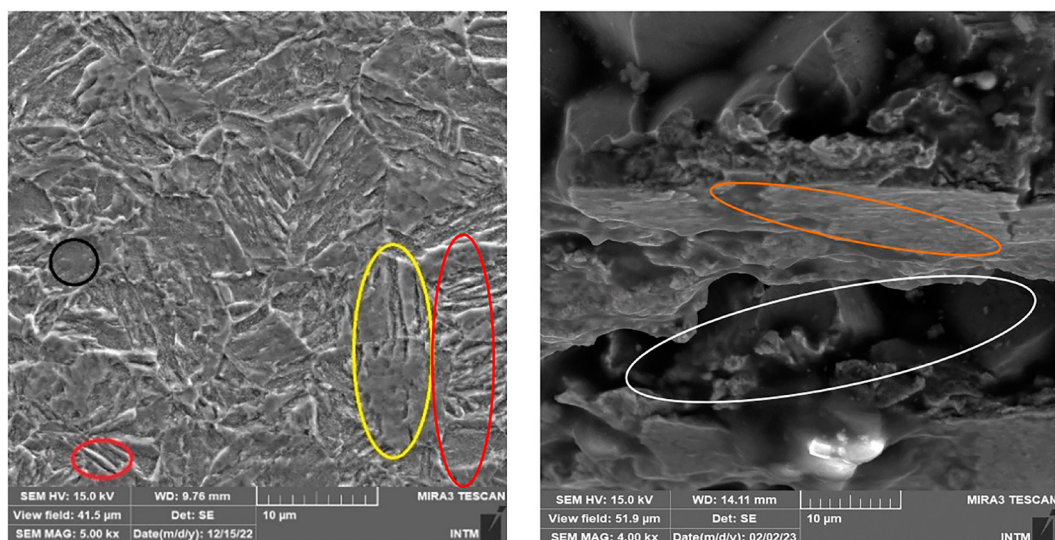


Figura 4: Microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 840°C (a esquerda 4.A), e a direita (4.B) a região fraturada desta mesma condição.

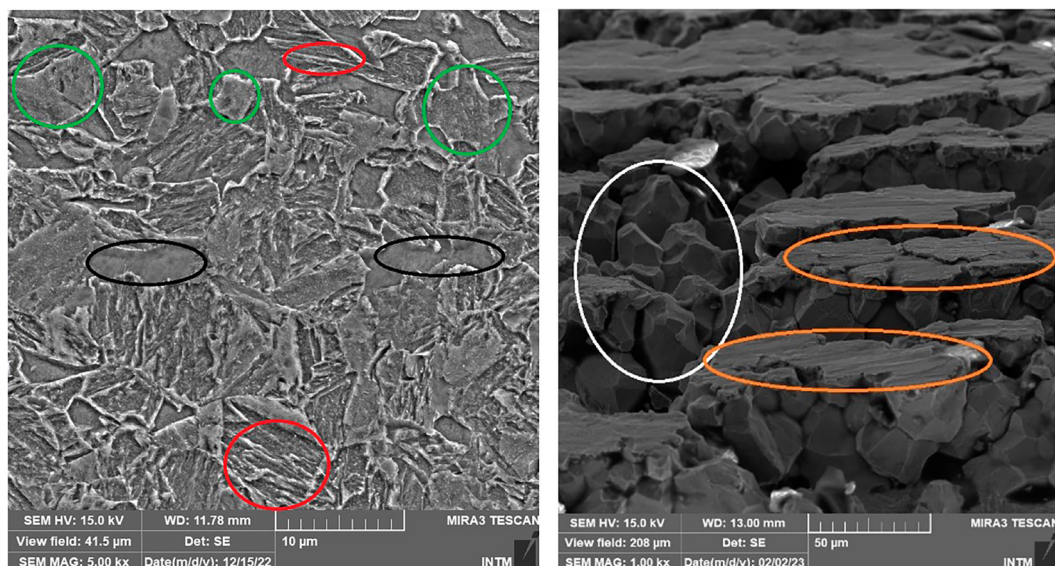


Figura 5: A esquerda (5.A) microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 860°C, e a direita (5.B) a região fraturada desta mesma condição.

(círculos pretos), martensita (círculo vermelho) e bainita (círculos verdes), que pode ser observada em um revelo (nervuras) nos contornos da ferrita. Como no caso anterior, não foi possível a quantificação das fases devido à convolução.

Na Figura 5B vê-se a fratura do material tratado a 860°C. Pela morfologia da fratura nota-se ainda a presença de alvéolos comuns às fraturas dúcteis, entanto, menos profundos (região do círculo branco) que os analisados anteriormente.

A fractografia revela também a formação de pequenos planos entre os alvéolos (região dos círculos laranjas), o que indica proximidade da transição dúctil/frágil.

A figura 6 apresenta uma micrografia obtida após o tratamento térmico a 880°C. A microestrutura foi obtida com uma ampliação de 5000× e mostra um caráter mais acicular da microestrutura, indicando um maior teor das fases martensita (círculo vermelho) e bainita (círculo vermelho) e, em menor quantidade, a ferrita (círculos pretos) e a austenita retida (círculos amarelos. A Figura 6B mostra uma região de alvéolos de pouca profundidade, indicando também proximidade da transição frágil dúctil; porém numa condição menos crítica que no caso anterior. Esta diferença pode estar associada à maior acicularidade da microestrutura e um menor teor de ferrita, produzido pelo resfriamento a partir de uma temperatura mais elevada que nos casos anteriores.

Olhando-se atentamente a região central da amostra da Figura 6A, tem-se a falsa impressão da presença da fase perlítica. Considerando-se o que meio de resfriamento para todos os tratamentos foi a água a 25°C e que, uma chapa de aço fina pode ser resfriada a uma taxa de 150°C/s [3], o tempo médio de resfriamento pôde ser calculado e está dada na tabela abaixo.

Os tempos de resfriamento (Tab. 2) obtidos só poderiam produzir as fases martensítica e bainítica, mas jamais a fase perlítica [11]. Segundo estes autores, a fase perlítica [11] só seria obtida por taxa de resfriamento menor que 5°C/s, num tempo de resfriamento superior a 170 segundos.

Depois de tratados e caracterizados microestruturalmente, foram realizados ensaios de tração para se determinar as propriedades mecânicas dos materiais tratados. Para cada uma das condições de tratamento foram realizados 3 ensaios.

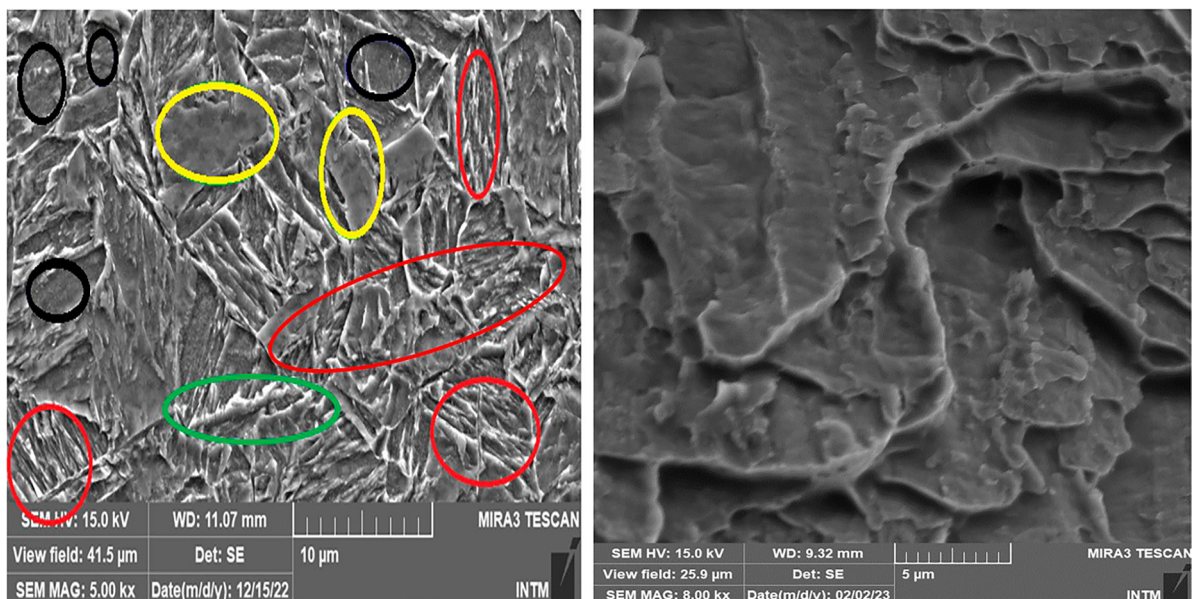


Figura 6: A esquerda (6.A) microestrutura por MEV do aço AHSS DP800 tratado termicamente a 880°C, e a direita (6.B) a região fraturada desta mesma condição.

Tabela 2: Tempo de resfriamento em função do tratamento.

TEMPERATURA (°C)	TEMPO DE RESFRIAMENTO (S)
880	5,70
860	5,57
840	5,43

Tabela 3: Tabela tensão x deformação das chapas como recebido e tratadas.

CONDIÇÃO	ALONGAMENTO (%) / DESVIO PADRÃO	TENSÃO DE ESCOAMENTO (MPa) /DESVIO PADRÃO	LIMITE DE RESISTÊNCIA A TRAÇÃO (MPa) /DESVIO PADRÃO
Como recebido	13,14 ± 0,84	369,13 ± 18,66	652 ± 22,51
840°	3,2073 ± 0,23	770,58 ± 15,68	1040 ± 28,76
860°	2,549 ± 0,28	1094,39 ± 48,97	1232,5 ± 38,12
880°	2,12 ± 0,21	989,36 ± 41,69	1173 ± 55,13

Inicialmente, foi realizado o ensaio de tração da chapa na condição de como recebido e, em seguida foram realizados outros ensaios nas chapas tratadas, conforme Tabela 3.

Os resultados da tabela acima, mostram queda no alongamento e aumento significativo nos limites de resistência e escoamento para os materiais tratados. Os resultados obtidos para o ensaio de tração em relação ao material como recebido (sem tratamento) foram aquém do esperado, no que se refere ao alongamento e aos limites de escoamento e resistência [2, 3]. De acordo com estes autores, o material como recebido apresenta um alongamento médio próximo a 20% e um limite de resistência próximo a 800 MPa. Esta diferença sugere uma certa diversidade na composição química dos aços DP 800 presentes no mercado, com notável variação de propriedades mecânicas.

4. CONCLUSÃO

Foram produzidos três diferentes tratamentos térmicos nas temperaturas 840°C, 860°C, e 880° para modificar as microestruturas em relação a condição “como recebido” do aço DP800 que também foi analisada. As temperaturas dos tratamentos foram obtidas a partir de dilatometria, tendo como base as transformações durante o resfriamento.

O tratamento térmico a 840°C apresentou predominância de ferrita com uma pequena quantidade de martensita e de austenita retida; justificada pela solubilização parcial ($a \rightarrow a + g$). O tratamento térmico aumentou o limite de resistência a tração (em 59,6%), o limite de escoamento (em 108,7%) e reduziu o alongamento em (75,6%) em relação ao material como recebido.

As chapas tratadas a 860°C produziu as microestruturas ferrítica junto a martensítica e bainítica. Para esta condição de tratamento houve um aumento no limite de resistência a tração (em 88,9%), o limite de escoamento (em 196,5%) e redução no alongamento em (80,6%) em relação ao material como recebido.

No material tratado a 880°C observou-se uma maior acicularidade com uma aparente redução do teor de ferrita em relação aos casos anteriores. O tratamento térmico aumentou o limite de resistência a tração (em 79,9%), o limite de escoamento (em 168,0%) e reduziu o alongamento em (83,8%) em relação ao material como recebido.

Em relação ao modo de fratura, foi possível observar a redução na ductilidade produzida pela redução no diâmetro e profundidade dos alvéolos e o surgimento de regiões de cisalhamento durante crescimento da temperatura de 840 e 860° C. O tratamento a 880° C produziu uma redução significativa na profundidade dos alvéolos que pode ser justificada pelo aumento na acicularidade, justificado pelo resfriamento feito a partir de uma temperatura mais elevada.

De um modo geral, os tratamentos térmicos desenvolvidos neste estudo mostraram a grande versatilidade do AHSS estudado, podendo o mesmo ser aplicado em locais diferenciados da carroceria de automóveis, onde são exigidos elevada resistência e menor ductilidade, com na cabine para passageiros.

5. BIBLIOGRAFIA

- [1] Fonstein, N. *Advanced high strength sheet steels*, Chicago: Springer International, 2015. doi: <http://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>.
- [2] Silva, E.F., Pereira, D.H.M., Yadava, Y.P., *et al.* “Influence of thermomechanical sequences on the mechanical properties of DP 800 steel”, *Materials Research*, v. 24, n. 3, pp. e20200465. 2021. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2020-0465>.
- [3] Oliveira, K.C.A., “*Estudo de sequências termomecânicas em aços AHSS de primeira geração*” (Tese de M.Sc., Universidade Federal de Pernambuco, Recife, Pernambuco, 2019.

- [4] HILDITCH, T.B., DE SOUZA, T., HODGSON, P.D., “Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)”, In: Shome, M., Tumuluru, M. (eds), *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, USA, Elsevier, pp. 9–28, 2015. doi: <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3>.
- [5] Tasan, C.C., Diehl, M., Yan, D., *et al.*, “An overview of dual- phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design”, *Annual Review of Materials Research*, v. 45, n. 1, pp. 391–431, 2015. doi: <http://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103>.
- [6] De La Concepción, V.L., Lorusso, H.N., Svoboda, H.G., “Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels”, *Procedia Materials Science*, v. 8, pp. 1047–1056, 2015. doi: <http://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.167>.
- [7] Mazaheri Y., Kermanpur A., Najafizadeh A., “A novel route for development of ultrahigh strength dual phase steels”, *Materials Science and Engineering: A*, v. 619, pp. 1–11, 2014. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.058>.
- [8] Maffei, B., Salvatore, W., Valentini, R., “Dual-phase steels rebars for high-ductile r.c. structures, part I: microstructural and mechanical characterization of steel rebars”, *Engineering Structures*, v. 29, n. 12, pp. 3325–3332, 2007. doi: <http://doi.org/10.1016/j.engstruct.2007.09.002>.
- [9] Mohaved, P., Kolahgar, S., Marashia, S.P.H., “The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steels sheets”, *Materials Science and Engineering A*, v. 518, n. 1–2, pp. 1–6, 2009. doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2009.05.046>.
- [10] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, *ASTM E8/E8M Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, West Conshohocken, ASTM, 2016.
- [11] Costa, P., Guerrero, G.A., Rodriguez, S.R., *et al.*, “Dilatometric study of continuous cooling transformation of intercritical austenite in cold rolled AHSS-DP steels”, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 19, pp. 4360–4370, Jul. 2022. doi: <http://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.140>.
- [12] Wang, W., Wei, X., “The effect of martensite volume and distribution on shear fracture propagation of 600-1000 MPa dual phase sheet steels in the process of deep drawing”, *International Journal Mechanical Science*, v. 67, pp. 100–107, 2013. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2012.12.011>.
- [13] GONZÁLEZ-ZAPATERO, W.F., ROSADO-CARRASCO, J.G., AMBRIZ, R.R., *et al.*, “Low cycle fatigue properties assessment and damage influence on DP 500/800 steel sheet”, *Journal of Materials Research and Technology*, v. 23, pp. 2231–2243, 2023. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.168>.
- [14] Bleck, W., Phiou-On, K., “Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture”, In: Haldar, A., Suwas, S., Bhattacharjee, D. (eds), *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*, cap. 9, London: Springer, 2009, pp. 145–163. doi: http://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_9.
- [15] Barbosa, A.L.S., “*Estudo das transformações de fases no aço DP 800*”, TCC de Graduação, Curso de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e Geociências, Universidade Federal de Pernambuco, Recife, Pernambuco, 2019.
- [16] Magalhães, R.R., “Efeito da temperatura de superenvelhecimento no recozimento contínuo nas propriedades mecânicas do aço TRIP780”, Tese de M.Sc., Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, 2019.