

Estudo dos modelos de encruamento em aços automotivos por meio do método de elementos finitos e da técnica de difração de elétrons retroespalhados
Study of hardening models in automotive steels using the finite element method and the backscattered electron diffraction technique

Estudio de los modelos de endurecimiento en aceros automotrices utilizando el método de elementos finitos y la técnica de difracción de electrones retrodispersados

Recebido: 00/07/2019 | Revisado: 00/07/2019 | Aceito: 00/08/2019 | Publicado: 19/08/2019

Érika Aparecida da Silva

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4341-0208>

Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Brasil

E-mail: erika.aparecida@unesp.br

José Wilson de Jesus Silva

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0033-2270>

Centro Universitário Teresa D'Ávila, Brasil

E-mail: jwjsilva@gmail.com

Nilo A. S. Sampaio

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6168-785X>

Universidade do Estado do Rio de Janeiro, Brasil

E-mail: nilosamp@terra.com.br

Jean Pierre Faye

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6972-2701>

Institut National Polytechnique de Toulouse, France

E-mail: jpfaye@enit.fr

Joel Alexis

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6769-6124>

Institut National Polytechnique de Toulouse, France

E-mail: joel.alexis@enit.fr

Antônio Jorge Abdalla

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4315-5470>

Instituto de Estudos Avançados, Brasil

E-mail: abdalla@ieav.cta.br

Resumo

Neste trabalho, o objetivo foi correlacionar a anisotropia com o comportamento mecânico e microestrutural de dois aços de alta resistência utilizados na produção de veículos a fim de obter variáveis para alterar futuros processos de fabricação de forma a obter aços com um menor retorno elástico, conhecido como efeito *springback*, que significa alterações geométricas sofridas pela peça ao final do processo de deformação plástica, após a liberação das forças aplicadas pela ferramenta de estampagem e isso ocasiona falhas dimensionais que comprometem a produção. Nesta pesquisa, foram avaliados um aço bifásico e um aço baixo carbono, sendo Docol_DL800 e LC200 os seus nomes comerciais, respectivamente. Foram realizados ensaios de tração e flexão de três pontos ao ar para determinar as propriedades e comportamentos mecânicos e tais resultados foram comparados com os obtidos por simulação computacional utilizando o método de elementos finitos e foram também correlacionados com os dados microestruturais provenientes da técnica de elétrons retroespalhados. Os resultados indicam que o aço bifásico tem um maior encruamento permitindo um maior efeito *springback* devido à sua microestrutura com ferrita e martensita, alto refinamento dos grãos, maior quantidade de energia residual elástica e um menor grau de desorientação após a conformação mecânica, criando o efeito *Bauschinger*. Já o aço LC200 apresentou um menor grau de *springback* graças ao encruamento mais isotrópico devido ao aumento no grau de desorientação dos grãos após a conformação. Assim, concluiu-se que os processos de fabricação desses aços devem buscar aliar alta resistência mecânica com um comportamento mais isotrópico.

Palavras-chave: *springback*; AHSS; conformação; elementos finitos; aços de alta resistência; EBSD

Abstract

In this work, the objective was to correlate anisotropy with the mechanical and microstructural behavior of two high strength steels used in vehicle production in order to obtain variables to alter future manufacturing processes in order to obtain steels with a lower elastic return, known as springback effect, which means geometric changes suffered by the part at the end of the plastic deformation process, after the release of the forces applied by the stamping tool and this causes dimensional failures that compromise the production. In this research, biphasic steel and one low carbon steel were evaluated, being Docol_DL800 and LC200 their trade names, respectively. Tensile tests and three-point bending in air were performed to determine the mechanical properties and behaviors and these results were

compared with those obtained by computational simulation using the finite element method and were also correlated with microstructural data from the backscattered electron technique. The results indicate that biphasic steel has a higher hardening allowing a greater springback effect due to its microstructure with ferrite and martensite, high grain refinement, greater amount of elastic residual energy and a lower degree of disorientation after mechanical conformation, creating the effect Bauschinger. Already the steel LC200 presented a smaller degree of springback thanks to the more isotropic hardening due to the increase in the degree of grain disorientation after the conformation. Thus, it was concluded that the manufacturing processes of these steels should seek to combine high mechanical strength with a more isotropic behavior.

Keywords: springback; AHSS; sheet metal forming; finite element analysis, high strength steels, EBSD

Resumen

En este trabajo, el objetivo era correlacionar la anisotropía con el comportamiento mecánico y microestructural de dos aceros de alta resistencia utilizados en la producción de vehículos para obtener variables que alteren los procesos de fabricación futuros con el fin de obtener aceros con un retorno elástico más bajo, conocido como efecto de recuperación elástica, que significa cambios geométricos sufridos por la parte al final del proceso de deformación plástica, después de la liberación de las fuerzas aplicadas por la herramienta de estampado y esto causa fallas dimensionales que comprometen la producción. En esta investigación, se evaluaron el acero bifásico y uno de bajo contenido de carbono, siendo Docol_DL800 y LC200 sus nombres comerciales, respectivamente. Se realizaron pruebas de tracción y flexión de tres puntos para determinar las propiedades y comportamientos mecánicos y estos resultados se compararon con los obtenidos por simulación computacional utilizando el método de elementos finitos y también se correlacionaron con datos microestructurales de la técnica de electrones retrodispersados. Los resultados indican que el acero bifásico tiene un mayor endurecimiento permitiendo un mayor efecto de recuperación elástica debido a su microestructura con ferrita y martensita, alto refinamiento de grano, mayor cantidad de energía residual elástica y un menor grado de desorientación después de la conformación mecánica, creando el efecto *Bauschinger*. Ya el acero LC200 presentaba un menor grado de recuperación elástica gracias al mayor endurecimiento isotrópico debido al aumento en el grado de desorientación del grano después de la conformación. Por lo tanto, se concluyó que

los procesos de fabricación de estos aceros deberían tratar de combinar una alta resistencia mecánica con un comportamiento más isotrópico.

Palabras clave: *springback*; AHSS; conformación elementos finitos; aceros de alta resistencia; EBSD

1. Introdução

A indústria automobilística é a grande força motora no desenvolvimento de materiais, a qual está constantemente à procura de componentes mais leves e baratos com um aumento correspondente na resistência mecânica (Qudeiri et al, 2013). Os aços avançados de alta resistência (AHSS) são largamente utilizados atualmente nos componentes estruturais automotivos para melhorar a absorção da energia de impacto sem a adição de mais peso na carroceria (Yamano et al. 2005).

Entretanto, a estampagem de aços avançados de alta resistência (AHSS) tende a ser mais difícil. Normalmente, a conformação das peças é até possível, mas há frequentemente a ocorrência do efeito *springback*, ou seja, a peça quando é removida da matriz de conformação sofre um retorno elástico, como se estivesse buscando retornar à forma original que apresentava antes da conformação (Ghaei et al. 2015).

Esse retorno elástico provoca falhas dimensionais que comprometem a produção de componentes automotivos em larga escala e devido a esse problema, esse presente trabalho tem como objetivo conhecer as variáveis mecânicas e microestruturais que causam esse retorno elástico e assim ter elementos para nortear futuras alterações nos processos de fabricação nas siderúrgicas, produzindo-se assim aços que apresentem uma redução nesse efeito *springback*. Uma vez que já é conhecido, de acordo com a literatura, que o retorno elástico depende do encruamento dos grãos durante sua deformação plástica, correlacionar a anisotropia desse encruamento com o grau de *springback* pode trazer conclusões assertivas para esta pesquisa.

No processo de manufatura, uma análise da acurácia desse fenômeno elástico no dobramento mecânico e sua relação com a microestrutura é extremamente importante particularmente para determinar o ângulo de dobramento após o *springback*. A distorção observada é normalmente pequena, mas já é suficiente em graus para não atender às rigorosas regras dimensionais impostas pela indústria automobilística (Gorni 2011). Dessa forma, é necessário reproduzir o efeito *springback* em laboratório para determinar suas causas microestruturais e ser capaz de minimizá-lo (Sun et al. 2011). Os dois aços avaliados nesta

pesquisa são aços comerciais usados pela indústria automobilística. Um deles é um aço baixo carbono com estrutura ferrítica conhecido comercialmente como LC200 e o outro é um aço bifásico contendo ilhas de martensita dispersas em uma estrutura ferrítica, conhecido comercialmente como DOCOL_DL800.

2. Metodologia

A caracterização da microestrutura dos aços foi executada em 2 laboratórios diferentes. No DMT – FEG/UNESP, seguiu-se com as etapas finais de caracterização por meio de microscopia óptica (pós-ensaios mecânicos) e no LGP– ENIT, seguiu-se com a caracterização por meio de microscopia eletrônica de varredura. Tais caracterizações foram realizadas de acordo com as técnicas convencionais de metalografia, as quais envolvem os processos de seccionamento de amostras, embutimento em resinas adequadas, lixamento utilizando-se lixas d'água, polimento, ataque químico e análise em microscópio, respectivamente. As diferenças entre os procedimentos de preparação metalográfica das amostras destinadas à microscopia óptica ou à eletrônica ocorreram nas etapas de embutimento, polimento e ataque químico ou eletrolítico.

Tais processos de preparação metalográfica são normatizados pela *ASTM E 3-01(2007)*. No processo de ataque químico, foi utilizado o reagente Nital, que consiste em uma solução de ácido nítrico e álcool etílico e é um reagente tipicamente utilizado em aço carbono e aços liga, sendo que ele revela os contornos dos grãos de ferrita e constituintes (Vander Voort,1999).

O posterior processamento das imagens obtidas em microscópio óptico foi feito através de um *software* denominado ImageJ, de domínio público, o qual é um processador de imagem 78 baseado em Java que exhibe, edita, analisa, processa, salva e imprime imagens de 8-bit, 16-bit e 32-bit.

As composições químicas dos 2 aços estudados determinadas por meio do espectrômetro de emissão óptica estão representadas pelas porcentagens dos elementos de liga (% em peso) na Tabela 1 a seguir.

Tabela1. Composição química dos materiais a partir da obtenção da porcentagem em peso dos elementos de liga.

| Composição química dos aços | | |
|-------------------------------|---------|-------------|
| Elementos de liga (% em peso) | LC200 | Docol_DL800 |
| Fe | 99,59 | 97,1 |
| C | 0,0242 | 0,144 |
| Mn | 0,0215 | 0,4082 |
| P | 0,2201 | 2,189 |
| S | 0,0095 | 0,0156 |
| Cr | 0,00528 | <0,001 |
| Mo | 0,0166 | 0,0324 |
| Ni | <0,001 | <0,001 |
| Al | <0,001 | 0,00431 |
| Co | 0,0339 | 0,0282 |
| Cu | 0,00239 | 0,00234 |
| N | 0,0155 | 0,0155 |
| Nb | 0,00313 | <0,0005 |
| Ti | 0,0015 | 0,00187 |
| V | 0,0019 | <0,0005 |
| W | 0,0143 | <0,01 |
| Pb | 0,00269 | 0,005 |
| Sn | 0,00114 | <0,001 |
| B | <0,0004 | <0,0004 |
| Ca | <0,0001 | 0,00224 |
| Zr | 0,00353 | 0,00394 |
| Zn | 0,0006 | 0,00113 |
| Bi | 0,0128 | 0,0124 |
| As | 0,00143 | 0,00265 |
| Se | 0,0107 | 0,00904 |
| Sb | <0,003 | 0,00381 |
| Ta | <0,005 | 0,014 |
| N | 36 ppm | - |

Fonte: Produção do próprio autor utilizando-se espectrômetro de emissão óptica em LGP-ENIT (Silva, 2016).

De acordo com a Tabela 1, observa-se que o aço LC200 possui uma quantidade de carbono bem inferior ao aço Docol_DL800, contrastando, respectivamente, a porcentagem em peso de carbono de 0,0242 com 0,144, podendo-se dizer dessa forma que o aço Docol_DL800 tem uma quantidade de carbono praticamente 6 vezes maior que o aço LC200 e esse fator é um dos responsáveis pela formação de uma segunda fase no aço Docol_DL800, que é a martensita, constituindo uma fase dura que confere maior resistência mecânica ao material.

2.1 Ensaio de Tração

Os valores das propriedades mecânicas foram obtidos por meio de ensaios de tração monotônica a partir da obtenção de amostras na direção de laminação do material e utilizando-se a norma *ASTM E8M*. Os testes foram realizados em máquina universal de ensaios, Instron mod.8801 (100 kN).

2.2 Ensaio de flexão ao ar

As amostras foram obtidas a partir do aço baixo carbono LC200 e do aço bifásico Docol_DL800, tendo 80 mm de comprimento e 30 mm de largura cada uma. A espessura dos aços baixo carbono e bifásico é 0,68 mm e 2 mm respectivamente.

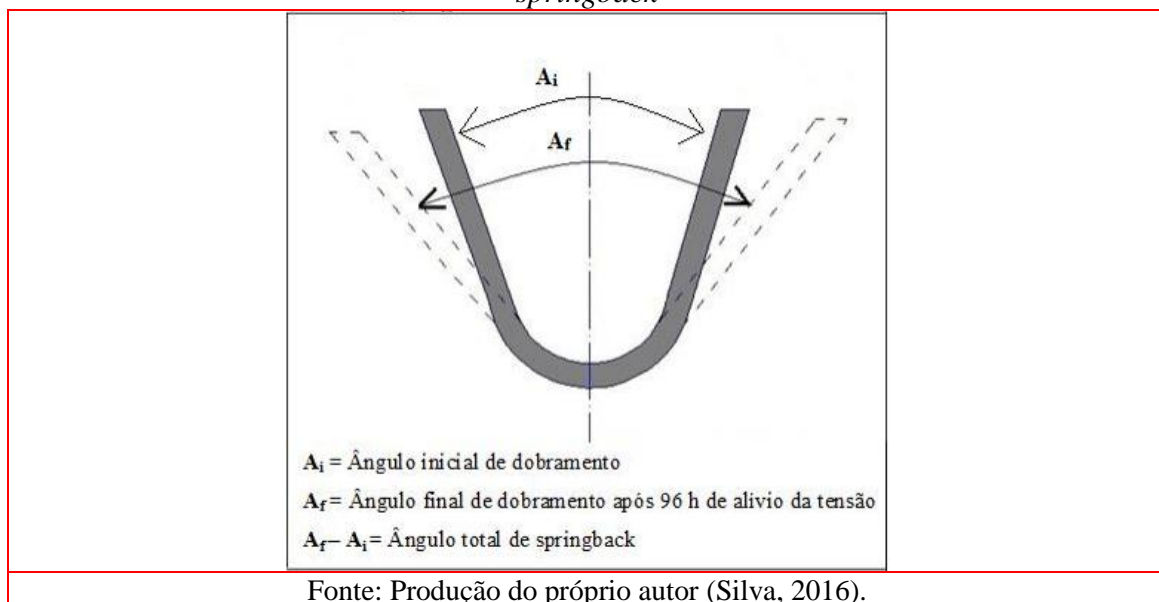
O comprimento e a largura das amostras foram escolhidas de acordo com os parâmetros definidos pelo ensaio de dobramento cilíndrico livre – *unconstrained cylindrical bending test* apresentado na conferência Numisheet 2002. O ensaio de flexão de três pontos ao ar foi realizado seguindo-se as normas *ASTM E290-09*. Os valores selecionados para o ângulo interno de dobramento foram: 30 e 90 graus respectivamente para cada dobramento. O punção foi removido do material em 20 segundos após alcançar o ângulo de dobramento desejado e então foi feita a medição do novo ângulo de dobramento. Nesta última etapa, foi utilizado o *software* ImageJ 1.45 no processamento das imagens fotografadas a partir do aplicativo LaserLevel 2.0.1 versão para Android, desenvolvido por Black Dot Mobile e disponível na loja de aplicativos do Google Play.

As medições do ângulo de dobramento após o ensaio de flexão continuaram a ser realizadas para os períodos de 12 h, 24 h, 48 h, 72 h e 96 h após o ensaio de conformação

mecânica. A diferença dimensional entre o ângulo inicial interno de dobramento escolhido (A_i) e após o descarregamento de forças (A_f) é chamado de ângulo de *springback*.

A Figura 1 mostra um desenho esquemático deste processo.

Figura 1. Representação esquemática de uma amostra de folha de aço sofrendo o efeito *springback*



Nesta Figura 1, observa-se que o valor do ângulo *springback* será correspondente à distância entre a faixa pontilhada e a faixa escura para ambos os lados dessa parábola.

2.3 Método de elementos finitos - MEF

A simulação do dobramento da folha metálica e seu subsequente efeito *springback* foi realizado utilizando-se o *software* de elementos finitos ABAQUS/CAE 6.13-2. O modelo de encruamento utilizado em todas as simulações deste trabalho foi o isotrópico (Uemori et al. 2002), levando-se em consideração o módulo de Young dos materiais, seus coeficientes de Poisson, as densidades de massa e as tensões e deformações verdadeiras. Para o molde e o punção presentes na máquina do ensaio de flexão, assumiu-se um aço sólido e homogêneo e

um raio de 0,03 entre o plano de tensão e deformação na espessura do material. Com relação à superfície de trabalho dentro de cada material analisado no *software*, foi utilizada uma malha (*mesh*) no valor de 0,0002, ou seja, bem pequena a fim de detectar as menores variações no comportamento elastoplástico do material, com um controle de curvatura (H/L) no valor de 0,1; que é o mesmo valor da fração do tamanho total utilizado e com a análise de 8 elementos por ciclo.

Com relação ao modelo de encruamento isotrópico, este é um dos mais simples e presume-se que o módulo de Young se mantém constante mesmo nos casos de ciclos sucessivos de carregamento e descarregamento, onde há a inversão do sentido da tensão, ou seja, ele trabalha com a generalização da tensão de Von Mises, que é o critério mais simples de escoamento.

2.4 Difração de elétrons retroespalhados – (*electron backscatter diffraction – EBSD*)

A difração de elétrons retroespalhados é uma técnica realizada no interior de um microscópio eletrônico de varredura de forma a posicionar uma amostra com a superfície perfeitamente plana inclinada à 70 graus do feixe de incidência de elétrons (Oxford Inst. 2007). Para isto, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo, modelo JSM-7000F, fabricante JEOL, *software* Channel 5 da Oxford Instruments HKL, equipado para análises de *EBSD*. Nessa etapa, as amostras foram confeccionadas nas dimensões de 15 mm de comprimento por 5 mm de largura e foram analisadas nas duas superfícies: superfície externa ou superior e superfície ao longo da espessura, respeitando a direção de laminação das folhas metálicas. As amostras foram preparadas por meio de polimento eletrolítico antes de serem inseridas no microscópio e todas as análises foram realizadas no Laboratoire Génie de Production da École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes pertencente ao Institut National Polytechnique de Toulouse (LGP – ENIT/INPT) – França, sob a supervisão do pesquisador Prof. Dr. Joel Alexis.

3. Resultados and discussões

3.1 Propriedades mecânicas

O Quadro 1 mostra as propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de tração monotônica, onde o limite de resistência à tração é designado por RT (MPa), a tensão limite

de escoamento por LE (MPa), o alongamento por ϵ (%), o módulo de Young por E (GPa) e o módulo de resiliência por Ur (KPa).

Quadro 1. Propriedades mecânicas para os aços estudados após o ensaio de tração.

| Aço | RT (MPa) | LE (MPa) | $\epsilon\%$ | E (GPa) | Ur (KPa) |
|-------------|--------------|--------------|--------------|-------------|----------|
| LC200 | 310,11 ± 0,9 | 214,12 ± 2,9 | 46,3 ± 2,6 | 198 ± 0 | 118 ± 0 |
| Docol_DL800 | 932,48 ± 4,4 | 560,49 ± 78 | 14,7 ± 2,3 | 189,3 ± 2,2 | 842 ± 24 |

Fonte: Produção do próprio autor por meio de ensaios de tração utilizando-se a máquina universal de ensaios Instron em FEG/UNESP (Silva, 2016).

Ao observar tais resultados das propriedades mecânicas, nota-se que o aço bifásico Docol_DL800 apresenta uma maior resistência mecânica e um maior módulo de resiliência que o aço baixo carbono. Isso se deve, principalmente, à presença da fase martensita no aço bifásico que é uma fase dura por conter uma quantidade maior de carbono em sua constituição e devido ao processo de fabricação que esse material sofreu, ele apresenta reduzido tamanho de grão e uma extensa área de contornos de grãos, fatores estes que contribuem para dificultar o deslocamento das discordâncias durante a transmissão de energia no carregamento mecânico, elevando-se assim a resistência do material.

3.2 Ensaio de flexão e MEF

O Quadro 2 apresenta os valores dos ângulos internos finais de dobramento após a finalização da conformação da folha de metal, medidos a partir de 0 segundos até 96 horas após o alívio das tensões aplicadas no ensaio. Os ângulos iniciais de dobramento interno escolhidos são 30 e 90 graus e a partir dos quais inicia-se o efeito *springback*.

Observa-se que como já esperado de acordo com a literatura e de acordo com resultados de estudos do mesmo grupo de pesquisa deste trabalho, os valores dos ângulos de *springback* aumentam conforme aumentam o grau de resistência e a resiliência dos materiais.

Quadro2. Ângulos internos de dobramento a partir de 0 segundos até 96 horas após o alívio de tensões e seus respectivos desvios-padrão.

| 30° | | | | | | |
|-------------|--------------|--------------|-------------|--------------|--------------|--------------|
| Aços | 0 s | 20 s | 24 h | 48 h | 72 h | 96 h |
| LC200 | 29,67 ± 0,37 | 34,82 ± 0,81 | 35,6 ± 0,53 | 35,6 ± 0,44 | 35,71 ± 0,46 | 35,78 ± 0,44 |
| Docol_DL800 | 30,18 ± 0,24 | 43,74 ± 0,5 | 43,76 ± 0,4 | 44 ± 0,24 | 43,94 ± 0,22 | 43,87 ± 0,16 |
| 90° | | | | | | |
| LC200 | 88,33 ± 0,73 | 94,66 ± 0,41 | 94,82 ± 0,5 | 95,29 ± 0,29 | 95,27 ± 0,33 | 95,29 ± 0,36 |

| | | | | | | |
|-------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| Docol_DL800 | 88,91 ± 0,63 | 103,01 ±0,72 | 103,97 ±0,49 | 104,04 ±0,46 | 104,09 ±0,43 | 104,08 ±0,42 |
|-------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|

Fonte: Produção do próprio autor a partir do ensaio de flexão mecânica de três pontos ao ar em máquina universal de ensaios Instron em LGP-ENIT (Silva, 2016).

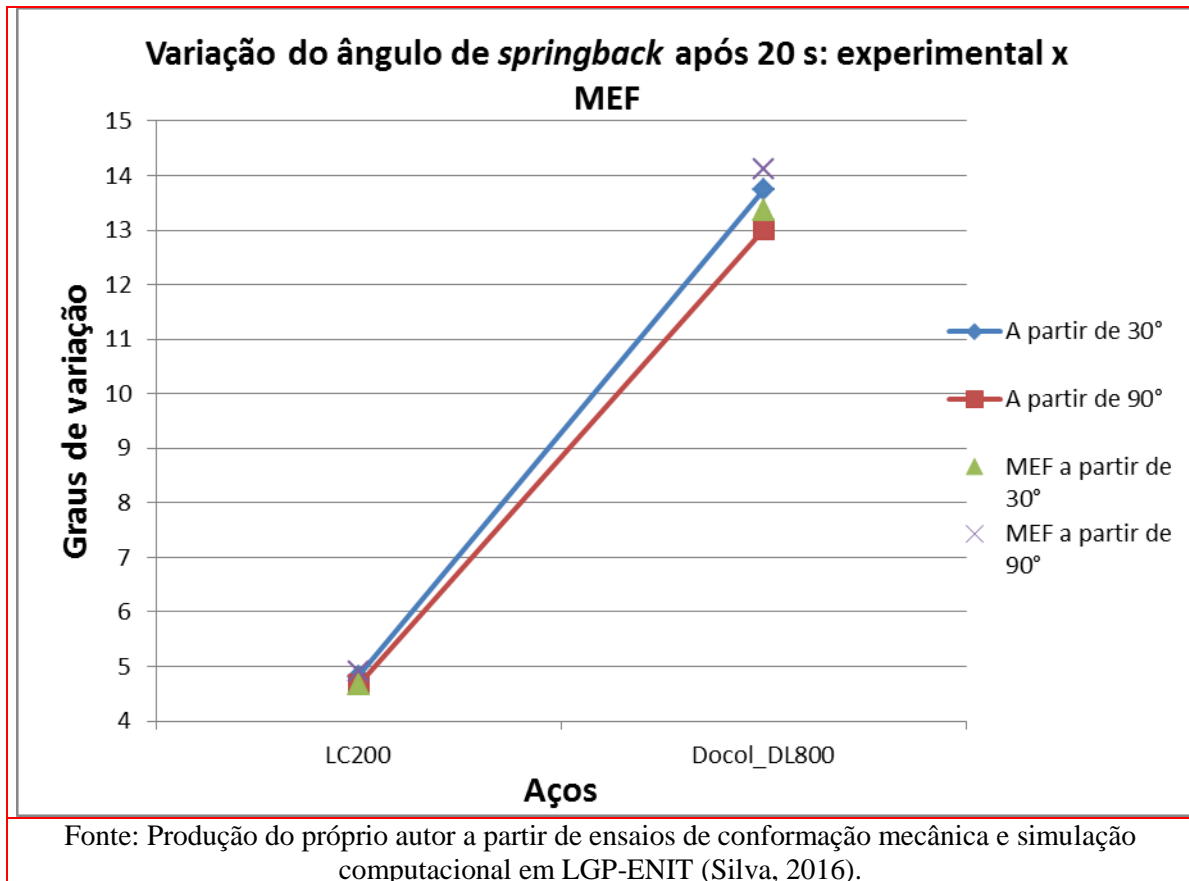
Para o ângulo de dobramento inicial interno à 30 graus, enquanto o aço baixo carbono obteve um ângulo final de *springback* de aproximadamente 6 graus ao final das 96 horas de medição, o aço bifásico obteve aproximadamente 14 graus, ou seja, 8 graus maior que o aço baixo carbono, como já era esperado devido à sua maior resistência mecânica e resiliência.

Para o ângulo de dobramento inicial interno à 90 graus, também foi válida a mesma relação, onde o aço bifásico também apresentou um maior ângulo final de *springback* após às 96 horas, sendo de aproximadamente 15 graus em relação aos 8 graus apresentados pelo aço baixo carbono, ou seja, o aço bifásico apresentou aproximadamente 7 graus a mais de *springback* que o aço baixo carbono.

A Figura 2 abaixo mostra uma comparação entre os valores experimentais dos ângulos de *springback* obtidos através do dobramento da folha de metal e os valores obtidos através de MEF.

Como esperado, os valores de *springback* foram maiores para os tratamentos realizados até 30 graus, uma vez que a folha de metal foi flexionada num ângulo mais agudo (30°) demandando assim uma maior quantidade de tensão, resultando em maior quantidade de tensão residual elástica e conseqüentemente maior efeito *springback*. Além disso e também de acordo com o esperado, os valores de *springback* aumentaram na mesma ordem de aumento dos valores de resistência mecânica dos aços, provando que aços mais resistentes acumulam maior quantidade de energia residual elástica durante a conformação da folha de metal.

Figura 2. Comparação entre os ângulos de *springback* calculados e experimentais para as folhas de metal conformadas a 30° e a 90°

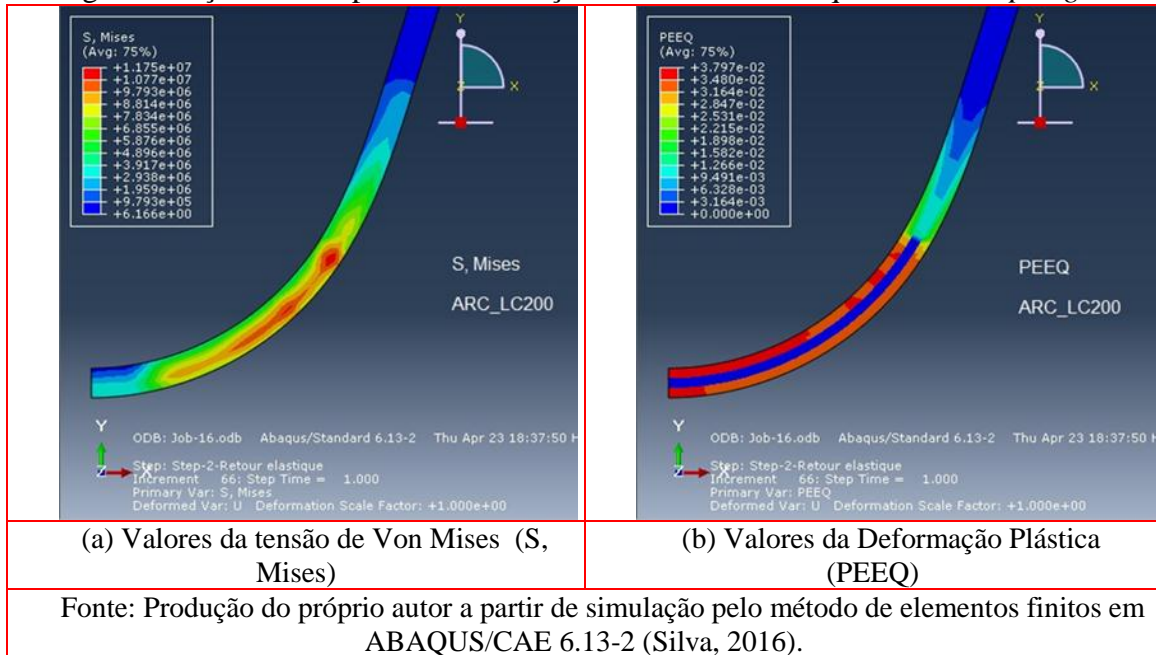


Observa-se na Figura 2, que ao se utilizar o método de elementos finitos, os resultados obtidos para o aço LC200 ficaram mais próximos dos resultados experimentais. Isso acontece devido ao fato de se tratar de um aço de única fase com encruamento do tipo isotrópico, o mesmo modelo utilizado nas simulações.

Entretanto, para o aço bifásico, a simulação subestimou os resultados para os tratamentos realizados a 30° e superestimou os resultados para os tratamentos realizados a 90°. Provavelmente, ocorreu este efeito por se tratar de um aço que não apresenta um encruamento do tipo isotrópico e estar sendo submetido a simulação dentro de um modelo isotrópico, o qual generaliza a tensão de Von Mises, fazendo uma média da variação do módulo de Young, tentando assim “equilibrar” os resultados, porém se distancia dos resultados experimentais. Devido a esse distanciamento dos resultados, fica claro que o aço bifásico não apresenta o modelo de encruamento do tipo isotrópico.

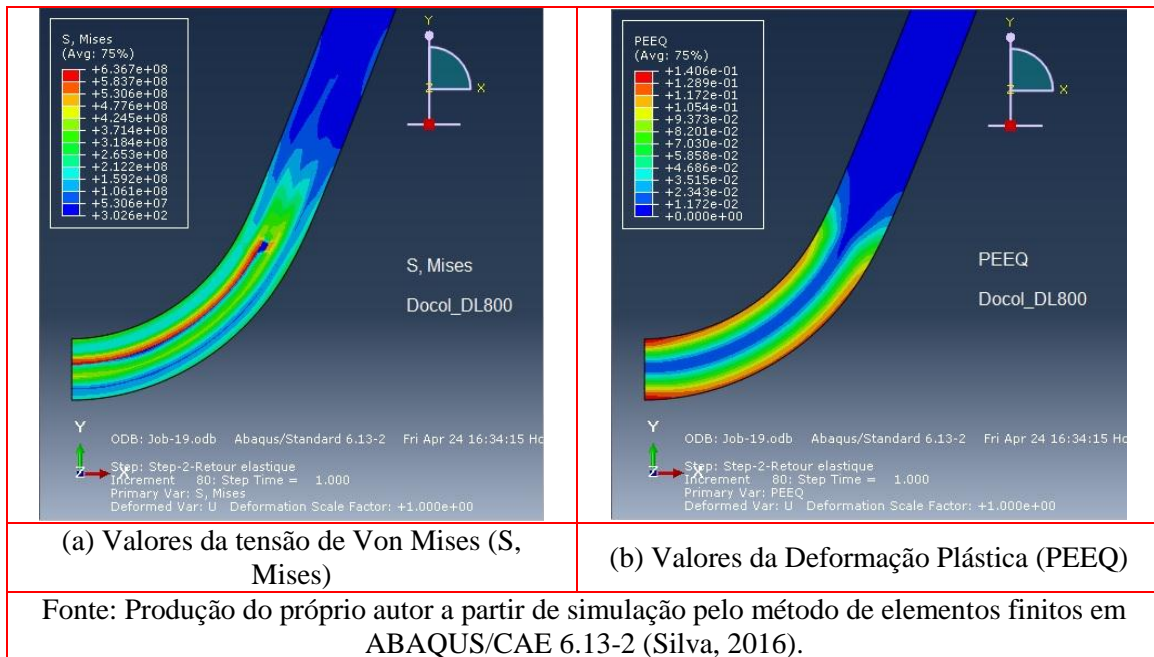
A seguir, nas Figuras 3 e 4 são apresentados os resultados provenientes do ABAQUS para as tensões de Von Mises em Pa (S, Mises) e a deformação plástica equivalente (PEEQ), após o efeito *springback*, para as amostras submetidas a conformação da folha de metal com um ângulo interno inicial de 30°. A Figura 3 apresenta os resultados da simulação computacional para o aço baixo carbono e a Figura 4 para o aço bifásico.

Figura 3. Aço LC200 após a conformação mecânica e subsequente efeito *springback*.



Ao observar a Figura 3, nota-se que há duas regiões distintas no comportamento mecânico do aço baixo carbono após a sua conformação plástica. Em (a), a linha neutra apresenta uma região com coloração avermelhada e a seguir, uma ligeira interrupção e logo acima, uma nova região com coloração avermelhada de menor comprimento. Essas regiões são referentes a tensão de Von Mises, ou seja, elas mostram que a maior tensão liberada após o alívio das forças e restrições de conformação aconteceu nessa região da linha neutra. E essa energia liberada foi transmitida para as bordas da chapa metálica provocando uma deformação plástica como é possível observar em (b), uma vez que as bordas apresentam a coloração avermelhada indicando a maior quantidade de deformação plástica equivalente e também foram mantidas as duas regiões distintas, visto que em (b), após finalizarem as faixas nas superfícies externa e interna de deformação com coloração avermelhada, iniciam-se as faixas nas superfícies externa e interna de deformação com coloração esverdeada mostrando um grau menor de deformação na mesma chapa.

Figura 4. Aço Docol_DL800 após a conformação mecânica e subsequente efeito *springback*.



Ao observar a Figura 4, nota-se que na linha neutra, há apenas uma região que caracteriza o comportamento mecânico deste material após a conformação plástica. Em (a), a linha neutra apresenta uma coloração avermelhada indicando que nesta região ocorreu a maior liberação das tensões residuais elásticas durante e após o processo de flexão mecânica e que esta energia ao ser transmitida, causou a deformação plástica observada em (b), sendo esta maior nas superfícies internas e externas da chapa, conforme indicado pelas faixas de coloração avermelhada, que assim como em (a) também apresentaram um comportamento homogêneo de transmissão da energia devido às linhas contínuas.

O aço Docol_DL800, na região da linha neutra, apresentou um valor de tensão de Von Mises mais elevado que o aço LC200, isto é, $4,776e^8$ Pa, enquanto o aço LC200 apresentou $1,175e^7$ Pa. Isso significa que o aço bifásico liberou uma maior intensidade de energia residual elástica.

Ainda na região da linha neutra (bem no centro da espessura), enquanto o aço Docol_DL800 apresentou uma deformação plástica de $1,172e^{-2}$, o aço LC200 apresentou 0 de deformação plástica ao longo de boa parte da extensão da linha neutra e numa outra porção acima dessa região, apresentou $9,491e^{-3}$ de deformação plástica. Portanto, o aço LC200 apresenta duas regiões com um comportamento muito diferente de deformação e consequentemente apresenta um tipo encruamento misto.

O aço Docol_DL800 se deformou mais intensamente na região da superfície, tanto interna quanto externa e consequentemente, a deformação na região da linha neutra foi reduzida.

Isso pode ajudar a explicar que o alto efeito *springback* é devido ao maior retorno elástico dos grãos após o alívio das cargas mecânicas. Além disso, também deve ser considerado que esse material bifásico tem um elevado limite de resistência à tração, sendo necessária uma grande intensidade de tensão para causar a deformação plástica, resultando assim em maior tensão residual elástica acumulada e conseqüentemente maior efeito *springback*. Esse aço é mais resiliente se comparado com o LC200, 841 KPa contra 118 KPa para o aço de única fase e conseqüentemente, apresentou altos valores de efeito *springback*, indicando que esse material absorveu grande quantidade de energia durante a deformação elástica e liberou essa energia após a conformação da folha de metal.

No aço LC200, a distribuição da deformação após o descarregamento mostrou redução da deformação na região próxima ao punção e formou uma deformação permanente na superfície ocasionando um pequeno efeito *springback*. Em ambos os aços, os valores de deformação plástica tanto para a região externa da superfície como interna, foram quase idênticos. As regiões menos afetadas pela deformação plástica, após a conformação da folha de metal, se transformaram nas regiões com maiores valores de tensão de Von Mises. Portanto, é possível dizer que na região da linha neutra, os maiores valores de tensão de Von Mises representam a maior intensidade de tensão residual elástica nessa mesma região e conseqüentemente, apresentam menor valor de deformação plástica, podendo-se assim afirmar que a tensão residual elástica é a responsável pelo efeito *springback* (Placidi et al. 2008), uma vez que quando esta tensão é maior, há uma maior liberação de energia logo após o descarregamento e praticamente não ocorre a deformação plástica e somente o retorno elástico dos grãos, que é o efeito *springback* propriamente dito.

Entretanto, nas análises das superfícies interna e externa, verifica-se que os valores de deformação plástica são mais elevados se comparados com a região da linha neutra indicando que os grãos mais próximos a superfície absorveram a energia elástica residual a partir da região da linha neutra e se deformaram plasticamente durante sua redistribuição ou rearranjo. Enquanto a região da linha neutra libera energia elástica residual e sofre maior retorno elástico, as regiões superficiais absorvem esta energia elástica residual que está sendo liberada e esta energia é utilizada para deslocar os planos cristalográficos dos grãos situados na superfície no sentido oposto ao do carregamento, ocasionando assim a deformação plástica.

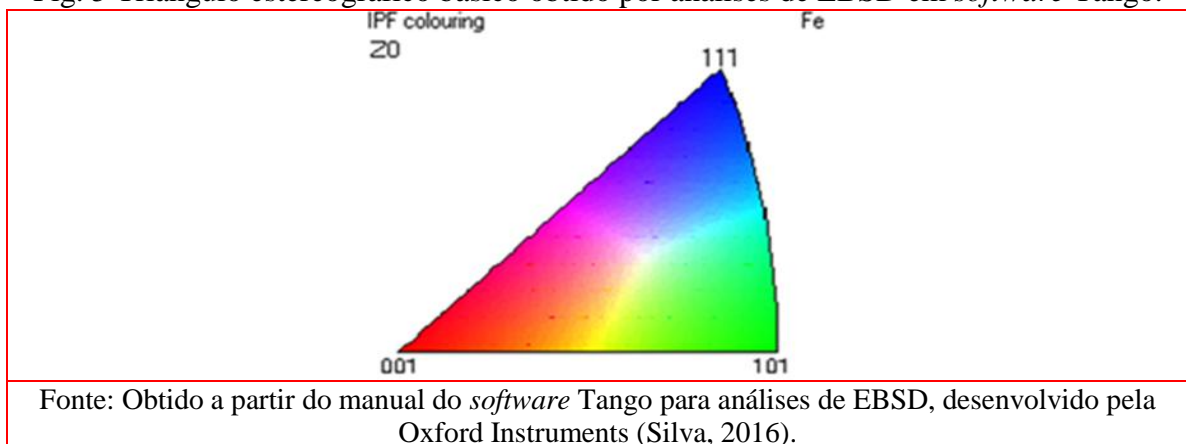
Conseqüentemente, como a energia residual é gasta durante o deslocamento dos grãos nas superfícies interna e externa da folha de metal, os valores resultantes das tensões principais após a conformação mecânica são menores, mostrando valores mais baixos de tensão de Von Mises, uma vez que se a energia foi gasta, não sobra energia tensionada.

Ao comparar estes dois aços, nota-se que embora o comportamento da linha neutra em ambos os casos seja semelhante devido ao fato dessa região se mostrar inalterada pela deformação plástica, há uma alteração na homogeneidade de propagação desta linha, já que o aço LC200 mostrou ter duas regiões distintas de deformação (azul e verde), indicando que a liberação das tensões durante o retorno elástico não foi totalmente homogênea neste material, dificultando o seu retorno elástico, o que foi evidenciado na porção da região de linha neutra de cor esverdeada. Entretanto, no aço Docol_DL800, há uma homogeneidade na dissipação das tensões residuais elásticas internas ao longo da folha de metal, pois nas figuras observa-se a região da linha neutra com cor azul por toda a região da amostra, sem interrupções.

3.3 Análises de EBSD

Os resultados a partir da técnica de difração de elétrons retroespalhados em microscópio eletrônico de varredura foram interpretados de acordo com o triângulo estereográfico básico, conforme esquematizado na Figura 5.

Fig. 5 Triângulo estereográfico básico obtido por análises de EBSD em *software* Tango.

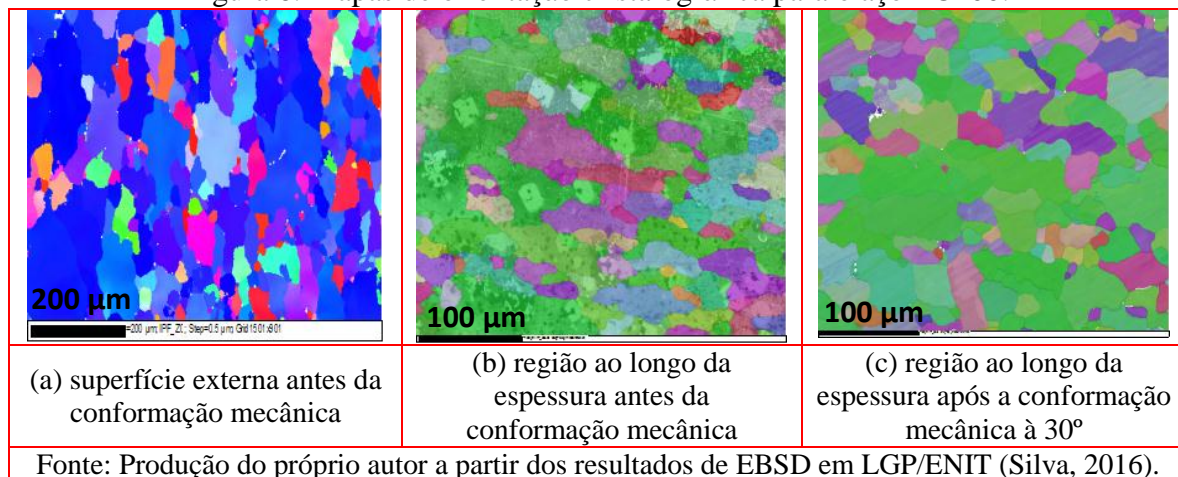


Esse triângulo estereográfico tem como bases os planos cristalográficos para os quais os grãos do material estão orientados levando-se em consideração o aço ferro-carbono. Entre cada uma das três bases desse triângulo, diz-se que há direções de escorregamento desses planos por onde os grãos, contornos e discordâncias podem se deslocar. Tais planos cristalográficos são chamados de índices de Miller, os quais foram transformados em cores

RGB para facilitar o seu reconhecimento durante as análises. As cores representam a direção normal à superfície da amostra.

A seguir, são apresentados os resultados de EBSD para os materiais analisados na forma de mapas de orientação cristalográfica. A Figura 6 apresenta tais dados para o aço baixo carbono.

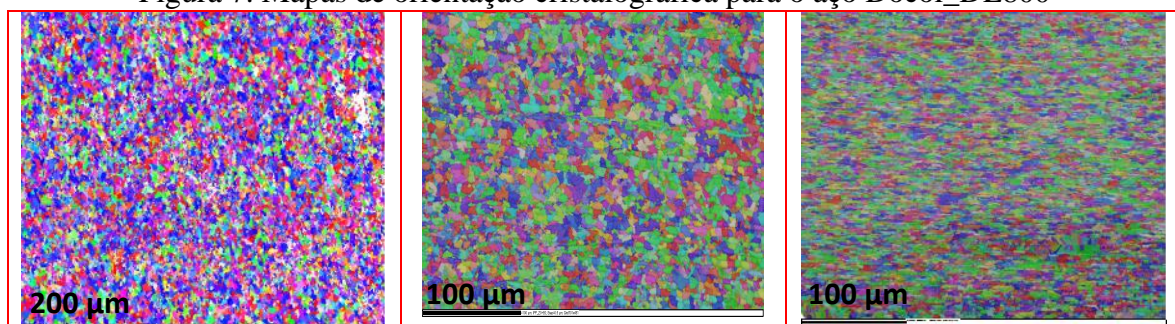
Figura 6. Mapas de orientação cristalográfica para o aço LC200.



Com relação aos mapas de orientação cristalográfica, ao se analisar os materiais antes da conformação da folha de metal, nota-se que para o aço LC200, na Figura 6, há uma predominância de grãos orientados para a direção [111] na microestrutura da superfície externa das amostras, conforme é possível visualizar através da cor predominantemente azul. Nota-se também que na superfície ao longo da espessura da amostra há a predominância de grãos se migrando para o vetor que está direcionado para a direção [001] à [101], com a predominância das cores vermelha e verde.

A Figura 7 a seguir apresenta os resultados de orientação cristalográfica para o aço bifásico.

Figura 7. Mapas de orientação cristalográfica para o aço Docol_DL800



| | | |
|---|--|--|
| (a) superfície externa antes da conformação mecânica | (b) região ao longo da espessura antes da conformação mecânica | (c) região ao longo da espessura após a conformação mecânica à 30° |
| Fonte: Produção do próprio autor a partir dos resultados de EBSD em LGP/ENIT (Silva, 2016). | | |

No caso do aço Docol_DL800, na Figura 7, a microestrutura é referente à superfície externa que apresenta grãos se migrando predominantemente para o vetor que está direcionado a partir da orientação [001] à [111], com predominância das cores vermelha e azul. Ainda nesta figura, a microestrutura ao longo da região da espessura mostra grãos se migrando para o vetor que está direcionado a partir da orientação [001] à [101], com a predominância das cores vermelha e verde.

Com relação às análises feitas para a microestrutura na região ao longo da espessura, é possível observar que para ambos os materiais, a orientação preferencial é seguindo a direção do vetor orientado a partir de [101] à [111], com predominância das cores azul e verde. Isto é, os grãos parecem estar se movendo da região verde [101] para a azul [111]. Esse resultado é compatível com o descrito pela literatura, onde é mostrado que a direção [111] é normalmente a direção preferencial de cisalhamento do grão que sofreu deformação em metais CCC.

Com o objetivo de estudar o grau de desorientação antes e após a conformação da folha de metal para os aços estudados e assim ter mais um elemento para somar às análises de orientação cristalográfica e ter uma visão geral da anisotropia do encruamento desses aços, construiu-se o Quadro 3.

Quadro 3. Grau de desorientação antes e após a conformação mecânica à 30° para os aços LC200 e Docol_DL800

| Grau de desorientação (°) antes e após o dobramento da folha de metal | | | |
|---|-------------------------|-------------|-------------|
| Aços | | LC200 | Docol_DL800 |
| Antes da conformação mecânica | Superfície externa | 0,57 ± 0,34 | 1,58 ± 1,36 |
| | Superfície da espessura | 0,58 ± 0,26 | 0,73 ± 0,35 |
| Após a conformação mecânica | Superfície da espessura | 1,03 ± 0,57 | 0,87 ± 0,53 |

Fonte: Produção do próprio autor a partir dos resultados das análises estatísticas fornecidas pelo *software* Tango após EBSD (Silva, 2016).

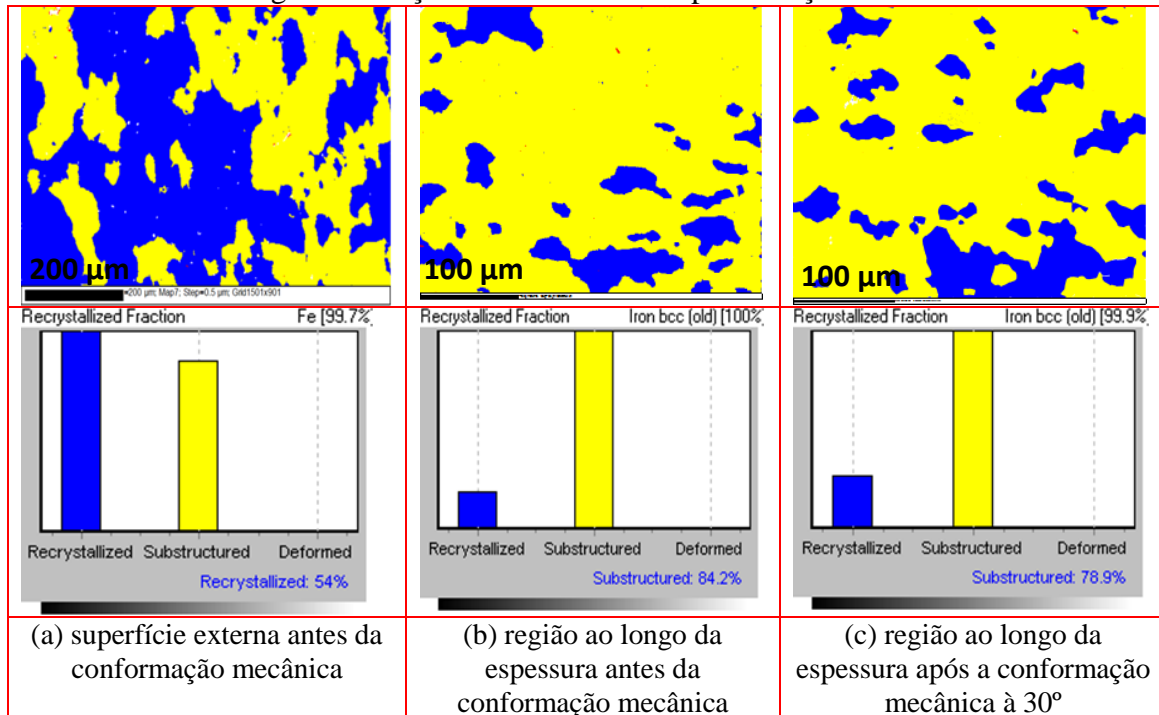
De acordo com o Quadro 3, nota-se que o aço Docol_DL800 apresentou um alto grau de desorientação antes da conformação mecânica e que após os ensaios, esse grau diminuiu, mostrando uma tendência do material em se reordenar numa única direção. Entretanto, o aço LC200 aumentou o seu grau de desorientação após a conformação mecânica se comportando de forma anisotrópica, o que pode ser confirmado por meio da Figura 6 (b), na qual o material

apresenta duas regiões diferentes para os valores de deformação plástica permanente (PEEQ), mostrando que ele se deformou de forma heterogênea ao longo da espessura.

Estudo das frações recristalizadas, deformadas e sub-estruturadas

A Figura 8 a seguir apresenta esse estudo das frações para o aço baixo carbono.

Figura 8. Frações microestruturais para o Aço LC200



Fonte: Produção do próprio autor a partir dos resultados de EBSD em LGP/ENIT (Silva, 2016).

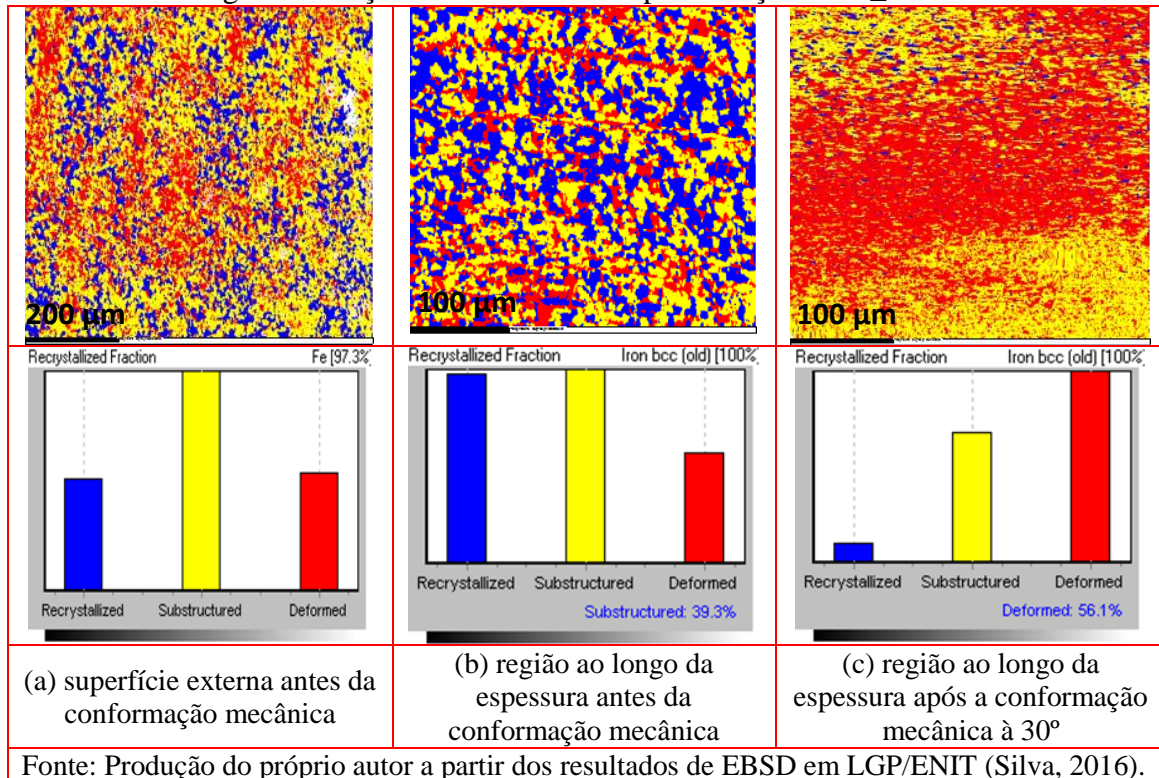
No estudo das frações recristalizadas, deformadas e sub-estruturadas que são apresentadas para o aço LC200 na Figura 8, a fração predominante é a sub-estruturada tanto antes como após a conformação mecânica. Neste material, parte da fração recristalizada antes da conformação, se tornou sub-estruturada após o ensaio de flexão mecânica, aumentando-se assim o grau de desorientação. Com um maior grau de desorientação, uma maior intensidade de energia precisa ser gasta na transmissão das tensões residuais elásticas entre os grãos e portanto, isso reduz a energia residual resultando num menor efeito *springback*.

Após a conformação mecânica, há uma quantidade considerável da fração recristalizada ao lado da fração sub-estruturada. A fração recristalizada contribui para o decréscimo no grau de desorientação dos grãos, facilitando a transmissão da energia residual elástica e aumentando-se assim o grau de *springback* e ao mesmo tempo, a fração sub-estruturada contribui para elevar o grau de desorientação dos grãos, dificultando a transmissão da energia residual elástica que então precisará de uma maior intensidade para vencer os

obstáculos microestruturais e ser transmitida, resultando assim numa menor energia residual elástica ao final do processo de descarregamento e consequente diminuição no grau de *springback* (Silva et al. 2019). Como resultado dessas duas frações coexistindo no mesmo material, tem-se o encruamento do tipo isotrópico-cinemático ou misto (Li et al. 2012).

A seguir, está a Figura 9 apresentando o mesmo estudo das frações para o aço bifásico.

Figura 9. Frações microestruturais para o Aço Docol_DL800



O aço Docol_DL800, na Figura 9, comportou-se de maneira diferente, uma vez que a fração recristalizada diminuiu bastante após a conformação da chapa, levando ao aumento da fração deformada. A fração deformada apresenta grãos muito pequenos, criando um emaranhado de discordâncias - conhecido como severo encruamento “*forest hardening*” - (Chongthairungruang et al. 2013; Ma et al. 2015) e isso aumenta a probabilidade de haver redes cristalinas orientadas nas mesmas direções, o que facilita a transmissão de energia residual elástica entre os grãos (Silva, 2016).

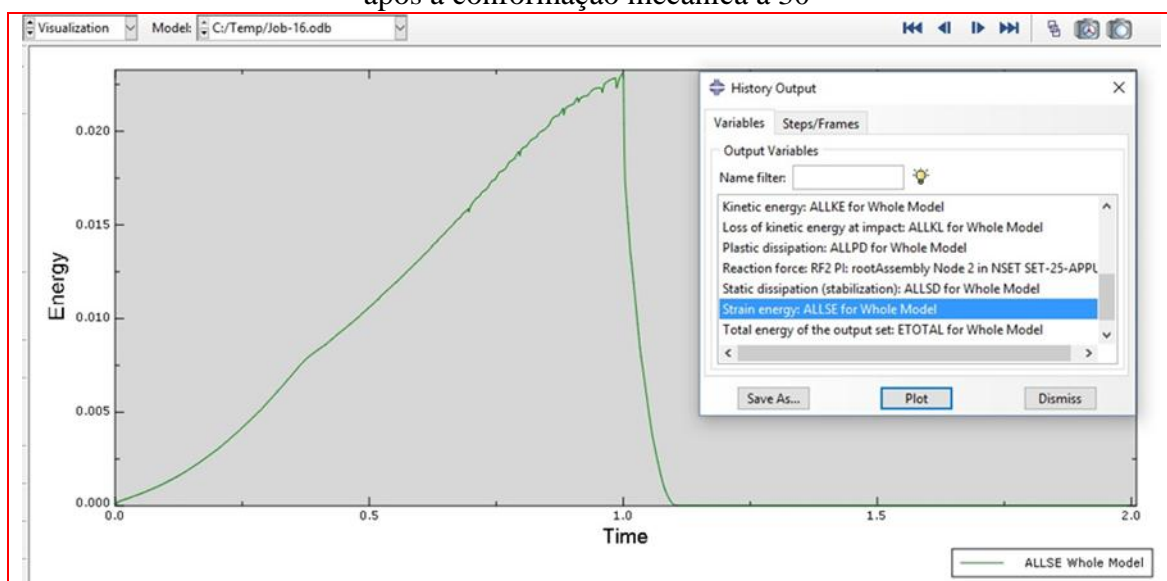
Ainda neste caso, como a maioria dos grãos já está em sua fração deformada, essa energia que está sendo transmitida não é gasta para deformá-los e continua a ser transmitida pelos limites dos grãos para a superfície do material, causando assim um maior efeito *springback*. Neste processo, após a conformação da chapa, durante a fase de alívio de tensões, a tensão de Von Mises alcança a tensão limite de escoamento na direção da descarga ou descarregamento e esta nova tensão de escoamento é menor que na direção do escoamento

(sentido do carregamento) e esse fenômeno é conhecido como efeito *Bauschinger*. (Hassan et al. 2016; Yang et al. 2016), caracterizando o encruamento do tipo cinemático. Isso mostra que a tensão residual elástica é a principal tensão que interfere na simulação da tensão de Von Mises (Silva, 2016).

Fazendo-se então uma análise geral para os dois aços em questão, nota-se que os grãos que foram recristalizados antes da conformação mecânica apresentam um grande número de discordâncias formadas principalmente como resultado do processo de laminação, e após a conformação da chapa há uma tendência dessas discordâncias presentes na área dos contornos de grãos se reorganizarem entre elas e darem origem a um novo subconjunto de grãos chamado de fração sub-estruturada, como observado no aço LC200. Essa tendência não foi observada no aço Docol_DL800, pois foi o único material que apresentou a forma dos grãos extremamente esticados após a conformação de chapa, uma vez que tal material já possuía uma porção de grãos deformados antes do processo de conformação mecânica.

As figuras a seguir apresentam gráficos da energia de deformação obtidos pelo método de elementos finitos. A Figura 10 mostra esta energia em função do tempo para o aço baixo carbono enquanto que a Figura 11 se refere ao aço bifásico. Vale lembrar que em ambos os gráficos, o tempo “time” está em função do deslocamento da descida do punção durante o processo de carregamento e descarregamento.

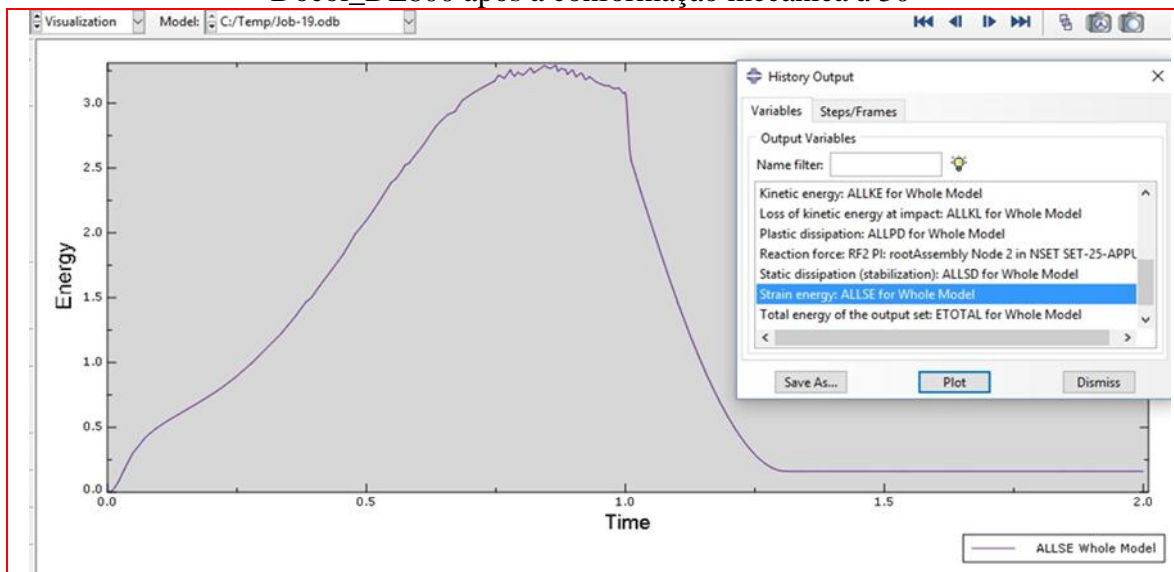
Fig. 10 Gráfico gerado por ABAQUS mostrando a energia de deformação para o aço LC200 após a conformação mecânica à 30°



Fonte: Produção do próprio autor a partir das análises pelo método de elementos finitos (Silva, 2016).

Nesse caso, o objetivo é fazer uma comparação entre os valores de energia de deformação observados a partir deste gráfico com os resultados de deformação plástica equivalente, como uma maneira de validar as análises de simulação computacional. Para facilitar este estudo, tais valores foram analisados a partir da comparação entre os dois aços avaliados, como é possível observar logo após a Figura 11.

Fig. 11 Gráfico gerado por ABAQUS mostrando a energia de deformação para o aço Docol_DL800 após a conformação mecânica à 30°



Fonte: Produção do próprio autor a partir das análises pelo método de elementos finitos (Silva, 2016).

Na conformação mecânica realizada à 30°, comparando-se o aço LC200, que obteve as menores taxas de deformação plástica tanto para a região da linha neutra como para as regiões das superfícies interna e externa com o aço Docol_DL800, que obteve o maior taxa de deformação plástica para as mesmas regiões, é possível confirmar estes resultados de PEEQ (deformação plástica equivalente) ao analisar os respectivos valores de energia de deformação por meio do gráfico de "energy strain" – energia de deformação, fornecido pelo *software* ABAQUS.

No caso do aço LC200, o valor da energia de deformação foi 0,020, sendo menor que no aço Docol_DL800, que apresentou o valor 3,0 (Figs. 10 e 11).

4. Conclusões

O modelo de encruamento isotrópico utilizado na simulação de elementos finitos foi capaz de obter resultados próximos aos observados na conformação mecânica. No entanto, a

precisão dos resultados foi maior para o aço LC200. A partir dessas simulações, concluiu-se que a taxa de deformação plástica está intimamente relacionada com a tensão de Von Mises, uma vez que a maior ou menor deformação plástica no material é resultante de uma maior ou menor tensão residual elástica, a qual entrará no cálculo da tensão de Von Mises. Observou-se também que a tensão de Von Mises está relacionada com a resiliência dos materiais, uma vez que o aço de maior resiliência e maior efeito *springback*, foi o que também apresentou a maior tensão de Von Mises.

Embora o aço bifásico seja o mais requisitado pela indústria por sua alta resistência, este aço apresentou maiores valores de *springback* e também uma alta capacidade de deformação, confirmada por análises das frações microestruturais através de EBSD e MEF, mostrando que tal material por ter um comportamento cinemático, permite que a energia residual elástica além de elevada, seja facilmente transmitida por toda a zona elástica durante o descarregamento, ou seja, na direção da deformação reversa e atingindo assim mais rapidamente a tensão limite de escoamento em um módulo menor do que na direção do escoamento “flow” (sentido do carregamento), o que constitui o efeito *Bauschinger* e isso resulta num maior efeito *springback*. Além disso, os grãos localizados nas superfícies interna e externa se deformam plasticamente ao absorverem a energia transmitida a partir da região da linha neutra. Portanto, foi possível observar que a microestrutura do aço Docol_DL800 sendo extremamente refinada aliada ao seu processo de fabricação levou à formação de uma quantidade significativa da fração deformada, que aumentou após o processo de conformação mecânica e permitiu o acúmulo de uma energia residual de alta intensidade durante a deformação elástica, contribuindo para a elevação do efeito *springback*.

No caso do aço LC200, houve um aumento no grau de desorientação após a conformação mecânica, o que dificultou a transmissão de energia da tensão residual através dos contornos de grãos, dificultando o rápido alcance da tensão limite de escoamento na direção inversa (direção de descarregamento). Assim, uma parte da região da linha neutra apresentou maior deformação por não conseguir transmitir com facilidade a tensão residual elástica devido aos grãos mais desorientados e assim resultando em menos energia que possibilitasse um retorno elástico na deformação desses grãos que se mantiveram então um pouco deformados e a outra parte desta mesma região da linha neutra liberou mais facilmente as tensões e conseqüentemente apresentou menor deformação plástica. Portanto, esse material apresentou visualmente duas regiões distintas de deformação, uma mais intensa e outra menos intensa e então, o tipo de endurecimento deste material é misto ou isotrópico-cinemático, uma

vez que a energia residual elástica não foi transmitida uniformemente ao longo da zona elástica, na direção da deformação reversa (direção do descarregamento).

Dessa forma, é possível concluir que uma redução efetiva do efeito *springback* é possível se todos os estágios do processo de fabricação de aço forem controlados visando obter a mínima quantidade possível de fração deformada nos grãos e o mínimo grau possível de desorientação nos grãos, para que após a conformação mecânica, os grãos possam aumentar o seu grau de desorientação e apresentem um comportamento isotrópico de encruamento e consequentemente um menor efeito *springback*.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Laboratoire Génie de Production da École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes do Institut National Polytechnique de Toulouse – LGP/ENIT – INPT – France e também à agência brasileira financiadora dessa pesquisa, CAPES-PDSE: Processo número: 99999.002440/2014-08 (Ciência sem Fronteiras).

Referências

Chongthairungruang B., Uthaisangsuk V., Suranuntchai S., Jirathearanat S. (2013), “Springback prediction in sheet metal forming of high strength steels” *Materials and Design* v. 50, p. 253-266.

Gan W., Babu S. S., Kapustka N., Wagoner, R. H. (2006), “Microstructural Effects on the Springback of Advanced High Strength Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Columbus, v.37A, p.3221-3231.

Ghaei A., Green D. E.; Aryanpour A. (2015), “Springback simulation of advanced high strength steels considering nonlinear elastic unloading-reloading behavior” *Materials and Design* v. 88, p. 461-470.

Gorni A. A. (2011), “A metalurgia por trás dos aços avançados de alta resistência”, *Industrial Heating*. Julho a Setembro.

Hassan H. U., Traphöner A. G., Tekkaya A. (2016), “Accurate springback prediction in deep drawing using pre-strain based multiple cyclic stress–strain curves in finite element simulation” *International Journal of Mechanical Sciences* v. 110, p. 229-241, 2016.

Li H., Chen J., Yang J. (2012), “Experimental and numerical investigation of laminated steel sheet in V-bending process considering nonlinear visco-elasticity of polymer layer” *Journal of Materials Processing Technology* 212, p. 36-45.

Ma Z., Tong G. Q., Chen F., Wang Q., Wang S. (2015), “Grain size effect on springback behavior in bending of Ti-2.5Al-1.5Mn foils” *Journal of Materials Processing Technology* 224, p. 11-17.

Numisheet 2002. (2002), “Proceedings of the 5th International Conference on Numerical Simulations of 3-D sheet Metal Forming Processes”, D-Y. Yang et al. (eds.), Jeju Island, Korea. Available in: < www.numisheet2002.org>.

Oxford Instruments HKL. (2007), “Manual EBSD, 2007”, Available in: <www.ebsd.com>.

Placidi F.; Vadori R.; Cimolin F.; Campana F. (2008), “An efficient approach to springback compensation for ultra high strength steel structural components for the automotive field” *New Developments*.

Qudeiri, J.A., Khadra, F.A., Al-Ahmari, A., Umar, U. (2013), “Effect of Material and Geometrical Parameters on the Springback of Metallic Sheets”, *Life Science Journal*, v.10(2), p.1531-1537.

Silva E. A., “Estudo da correlação entre os modelos de encruamento e as características cristalográficas em aços avançados de alta resistência submetidos ao efeito springback”, Tese de doutorado - Unesp. 206p. 2016.

Silva E. A., Pereira, M. S., Faye J. P., Ribeiro R. B., Sampaio N. A. S., Silva J. W. J., “Identification of elastic-plastic behavior in AHSS using the isotropic hardening model by the finite element method and EBSD”, *International Journal of Advanced Engineering Research and Science (IJAERS)*, v.6, issue 5, p. 649-658, May 2019.

Sun L., Wagoner R. H. (2011), “Complex unloading behavior: nature of the deformation and its consistent constitutive representation” *Int. J. Plast.* v. 27, p. 1126–1144.

Uemori T., Yoshida F. (2002), “A model of large-strain cyclic plasticity describing the bauschinger effect and work hardening stagnation”, *Int J Plast*, 18:661–86.

Yamano T., Iwaya J. (2005), “Study of counter measure of side wall curl using overrun-inducing punch”, *J of the Japan Society for Technology of Plasticity*. Vol. 46, Issue 534, Pages 630-635.

Yang X., Choi C., Sever N. K., Altan T. (2016), “Prediction of springback in air-bending of Advanced High Strength Steel (DP780) considering Young’s modulus variation and with a piecewise hardening function” *International Journal of Mechanical Sciences* 105, p. 266-272.

Porcentagem de contribuição de cada autor no manuscrito

Érika Aparecida da Silva – 16,67%

José Wilson de Jesus Silva – 16,67%

Nilo A. S. Sampaio – 16,67%

Jean Pierre Faye – 16,67%

Joel Alexis – 16,67%

Antônio Jorge Abdalla – 16,67%