

EVOLUÇÃO DA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DA AUSTENITA COM A FORMAÇÃO DE MARTENSITA DURANTE A LAMINAÇÃO A FRIO DE AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 201LN

Camila Oliveira de Souza ¹Carolline Serafim da Silva ²Juciane Maria Alves ¹Andersan dos Santos Paula ¹Luiz Paulo Mendonça Brandão ¹Saulo Brinco Diniz ^{1,3}Isabela Santana de Oliveira ⁴

Resumo

O material em estudo consistiu em um aço inoxidável austenítico 201LN, na forma de chapa, na condição laminada a quente. A textura cristalográfica da austenita foi medida antes e após a laminação a frio em duas condições: a temperatura ambiente e pré-resfriada em salmoura. Com o aumento do percentual de deformação há uma redução na fração de austenita para formação da martensita, resultando na intensificação das componentes de textura pré-existentes (fibras $\langle 114 \rangle // DL$ e $\langle 221 \rangle // DL$ em $\phi = 20$ e 70° , com destaque para as respectivas componentes $\{114\} \langle 100 \rangle$ e $\{221\} \langle 110 \rangle$) e desenvolvimento de novas componentes $\{114\} \langle 143 \rangle$, $\{114\} \langle 110 \rangle$, $\{221\} \langle 013 \rangle$; $\{221\} \langle 023 \rangle$ e $\{221\} \langle 122 \rangle$, pertencentes às fibras $\langle 114 \rangle // DL$ e $\langle 221 \rangle // DL$ da fase austenítica.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Austenítico; Laminação a frio; Austenita; Textura cristalográfica.

AUSTENITE CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE EVOLUTION IN MARTENSITE FORMATION DURING COLD ROLLING OF 201LN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

Abstract

The material studied consisted of a 201LN austenitic stainless steel, in sheet form, in the hot rolled condition. The austenite crystallographic texture before and after a cold rolling in two conditions: at room temperature and pre-cooled in brine. With the increase of the deformation there is a reduction in the austenite fraction and increasing of the martensite fraction, resulting in the intensification of the pre-existing texture (fibers $\langle 114 \rangle // RD$ e $\langle 221 \rangle // RD$ in $\phi = 20$ e 70° , with emphasis on the respective components $\{114\} \langle 100 \rangle$ and $\{221\} \langle 110 \rangle$) and development of new components $\{114\} \langle 143 \rangle$, $\{114\} \langle 110 \rangle$, $\{221\} \langle 013 \rangle$; $\{221\} \langle 023 \rangle$ and $\{221\} \langle 122 \rangle$, belonging to the fibers $\langle 114 \rangle // RD$ and $\langle 221 \rangle // RD$ of the austenitic phase.

Keywords: Austenitic Stainless Steel; Cold Rolling; Austenite; Crystallographic texture.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) possuem grande relevância, pois aliam excelente resistência à corrosão, soldabilidade e elevadas propriedades mecânicas [1]. De acordo com a composição química dos

AIAs, estes podem apresentar uma característica particular: Transformação de fase induzida por plasticidade, efeito TRIP (ou do Inglês, *Transformation Induced Plasticity*), em que a austenita se transforma em martensita através

¹Instituto Militar de Engenharia – IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. E-mail: camilaosouza@oi.com.br

²Galvasud, Porto Real, RJ, Brasil.

³Centro Federal de Educação Tecnológica – CEFET, Angra dos Reis, RJ, Brasil.

⁴Universidade Federal Fluminense – UFF, Volta Redonda, RJ, Brasil.



da aplicação de uma tensão ou deformação [2]. Com o objetivo de se obter um aço com um custo inferior e que pudesse ser utilizado em certas aplicações, desenvolveu-se a série 200 de sistema Fe-Cr-Mn-N, com adições reduzidas de níquel e adição combinada de nitrogênio e manganês como seus substitutos na função de preservar a estrutura austenítica [3].

Para a maioria dos AIs, os quais possuem baixos ou moderados valores de Energia de defeito de empilhamento (EDE), a textura cristalográfica esperada é do tipo Brass que é desenvolvida pelos mecanismos de deformação, como maclação mecânica e formação de bandas de cisalhamento [4]. Quando se refere à evolução da textura cristalográfica do AIs 201, verifica-se um estudo recente de Souza et al. [5] que relataram a evolução nas componentes de textura da austenita deformada, encontradas neste material, quando submetido à laminação a frio. As componentes que foram observadas para austenita deformada foram: Goss $\{011\} \langle 100 \rangle$, Brass $\{011\} \langle 211 \rangle$, pertencentes à fibra α CFC, e S $\{123\} \langle 634 \rangle$, para menores níveis de deformação ($\varepsilon = 0,22$ associada a um pouco mais de 70% de austenita não transformada, e $\varepsilon = 0,51$ associada a um pouco mais de 50% de austenita não transformada). Notou-se que acima de 0,51 de deformação verdadeira, há manutenção da fração de austenita não transformada, todas as componentes previamente observadas se fortaleceram, a fibra α CFC se tornou mais nítida e a componente Brass atingiu uma intensidade máxima.

Por outro lado, um estudo também recente relatado por Souza et al. [6], fez uso de um aço 201LN submetido à laminação a frio sob duas condições: A temperatura ambiente e com pré-resfriamento em salmoura antes da laminação, com o objetivo de avaliar a formação de martensita e evolução da resistência mecânica do material. As técnicas de caracterização utilizadas foram macro Dureza Rockwell C (HRC), Ferritoscopia e Difração de Raios-X (DRX). Os resultados mostraram que tanto a fração volumétrica de martensita formada, como a dureza, foram maiores nas amostras submetidas a maiores percentuais de redução e pré-resfriadas em salmoura. Diferentemente de Souza et al., no trabalho de Souza et al. a saturação na formação de martensita se dá em percentuais mais baixos de deformação verdadeira e de martensita formada. Este comportamento é provavelmente associado aos maiores percentuais de C e

N que favorecem muito mais o encruamento da austenita pelo incremento na EDE e decréscimo da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) e da temperatura que prevê a formação de 50% de martensita devido a 30% de deformação verdadeira (M_{d30}).

No presente trabalho, fazendo uso do mesmo material de Souza et al. [6], o objetivo consistiu em avaliar a evolução cristalográfica da fase austenítica das amostras nas condições como recebida (CR), laminada a quente, e laminada a frio (a temperatura ambiente e pré-resfriadas em salmoura) em função da formação de martensita induzida por deformação em temperaturas distintas.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material em estudo consistiu em um aço inoxidável austenítico 201LN, na forma de chapa com aproximadamente 5 mm de espessura na condição laminada a quente, fornecido pela empresa APERAM South América e composição definida por: Cr=17,0043%, Mn=6,9078%, Ni=4,0093%, Si=0,3088%, Cu=0,0239%, Mo=0,0188%, N=0,2000%, C=0,03%, percentual em massa.

Este aço foi laminado a frio em duas condições distintas (temperatura ambiente e pré-resfriado a cada passe em salmoura gelada, de aproximadamente -5°C). Estes corpos de prova foram laminados com 4, 6 e 8 passes (10% de redução na espessura a cada passe). As respectivas deformações verdadeiras e fração de martensita medidas por ferritoscopia, em trabalho prévio [6], são mostrados na Tabela I.

A medição da textura cristalográfica foi realizada através de um difratômetro de raios-X PANalytical X'Pert Pro MRD com os seguintes parâmetros: Passo angular ϕ e ψ de 5° , anodo de cobalto, filtro de ferro e detector PIXcel. Para a fase austenita, que é CFC, foram analisados os planos (111), (200) e (220), que difratam nos respectivos ângulos 2θ de $50,91^\circ$, $59,48^\circ$ e $89,25^\circ$, de acordo com a Lei de Bragg. Os resultados experimentais foram corrigidos utilizando o *software* popLA até a obtenção das curvas de função de distribuição de orientações (ODF's) em notação de Bunge.

Tabela I. Deformações verdadeiras (ε) para os corpos de prova laminados no presente estudo

Número de Passes	Nome da Amostra - Temperatura prévia a cada passe	Fração de Martensita (%) [6]	Deformação verdadeira (ε)
4	4TA - Temperatura ambiente	11,24	$\varepsilon = 0,38$
	4SA - Salmoura gelada	17,70	$\varepsilon = 0,42$
6	6TA - Temperatura ambiente	20,64	$\varepsilon = 0,60$
	6SA - Pré-resfriada em salmoura gelada	26,41	$\varepsilon = 0,61$
8	8TA - Temperatura ambiente	26,26	$\varepsilon = 0,81$
	8SA - Pré-resfriada em salmoura gelada	30,71	$\varepsilon = 0,81$

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Na Figura 1 é mostrada a ODF com as seções Φ_2 em 0 e 45° (notação de Bunge) da amostra na condição como recebida, ou seja, laminada a quente e 100% austenítica. Observou-se que o material laminado a quente (Figura 1) apresenta uma fraca textura preferencial, condizente com aços inoxidáveis austeníticos, por não possuírem transformação de fase durante o tratamento termomecânico. É possível notar a formação de fibras $\langle 114 \rangle // \text{DL}$ e $\langle 221 \rangle // \text{DL}$ em $\phi_1 = 20$ e 70°, com destaque para as respectivas componentes $\{114\} \langle 100 \rangle$ e $\{221\} \langle 110 \rangle$. Estas componentes são distintas daquelas observadas por Souza et al. [5].

A evolução textural da austenita deformada nas amostras laminadas a frio sob condições distintas é apresentada nas Figuras de 2 a 7. Observou-se que na seção Φ_2 45° das amostras deformadas há um leve reforço nas fibras próximas a $\phi_1 = 20$ e 75°.

Para todas as amostras laminadas há uma forte intensificação das fibras $\langle 114 \rangle // \text{DL}$ e $\langle 221 \rangle // \text{DL}$, herdadas da chapa na condição como recebida. O incremento na deformação verdadeira resultante ao longo do processamento

fortaleceu a dispersão das componentes cristalográficas destas fibras ou, em outras palavras, promoveu o fortalecimento destas fibras cristalográficas. Esse efeito pode ser mais evidente nas amostras laminadas a temperatura ambiente. Por outro lado, o aumento deste reforço incrementa levemente com o aumento da deformação verdadeira para a laminação a temperatura ambiente, e isto ocorre de modo oposto na condição pré-resfriadas em salmoura com semelhante de componentes com a condição a temperatura ambiente. O plano cristalográfico (111) está 35° distante do plano (114) e 16° distante do plano (221).

Dessa forma, a fibra $\langle 221 \rangle // \text{DL}$ possibilita melhor comportamento em deformação do que a $\langle 114 \rangle // \text{DL}$. Como o aumento do grau de deformação, houve um sensível fortalecimento da fibra $\langle 221 \rangle // \text{DL}$ e implicou na redução da fração de austenita, que resulta no decréscimo na intensidade dos polos máximos, mas sem aparentes mudanças nas componentes de textura, conforme esperado. No entanto, as componentes desenvolvidas são distintas daquelas observadas no trabalho de Souza et al. [5], que se justificam pela herança das componentes já presentes no material como recebido (laminado a quente).

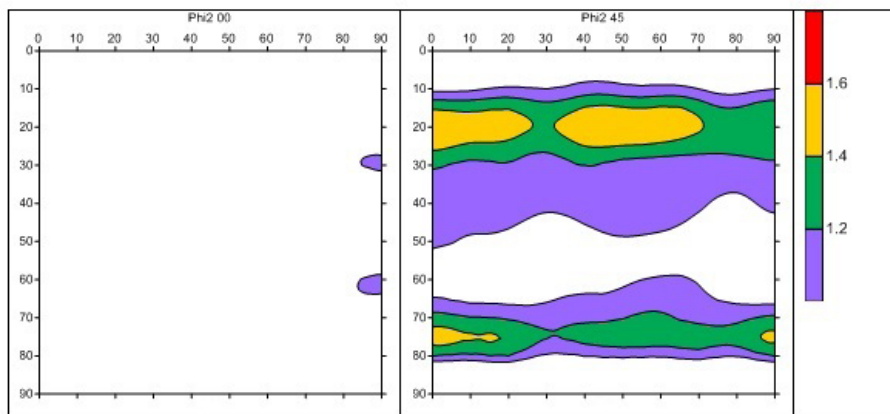


Figura 1. ODF da austenita, amostra na condição como recebida com as seções Φ_2 0° e 45°.

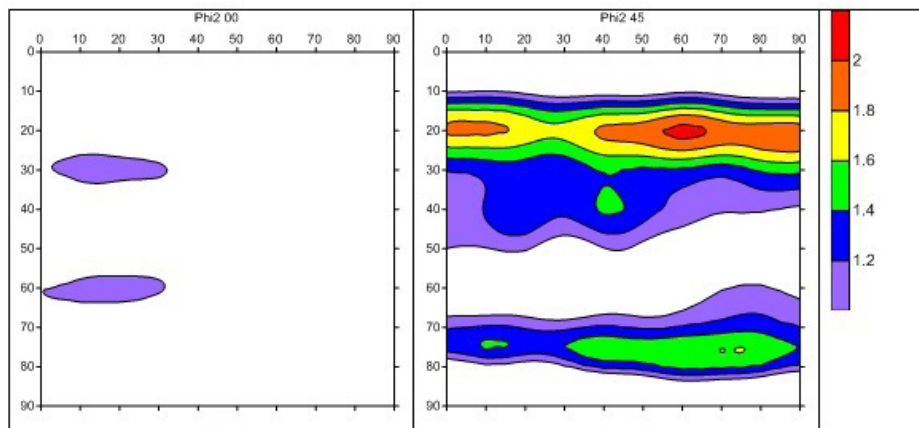


Figura 2. ODF da austenita deformada da amostra 4TA, Φ_2 0° e 45°.

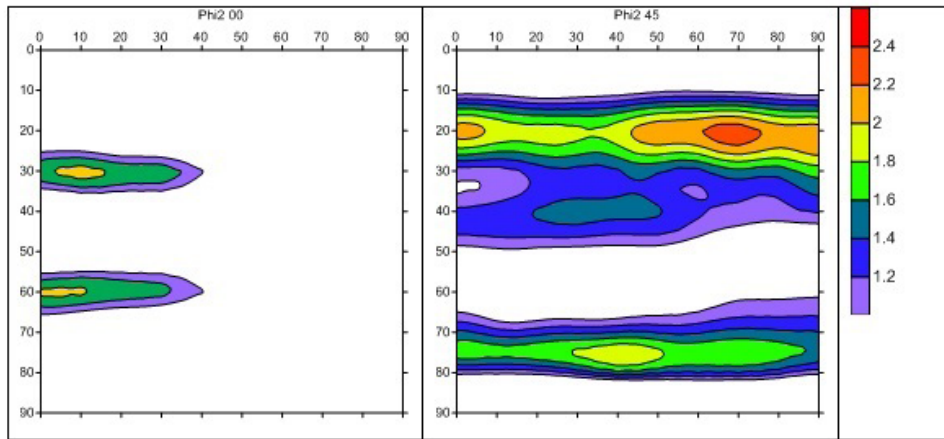


Figura 3. ODF da austenita deformada da amostra 4SA, Phi2 0° e 45°.

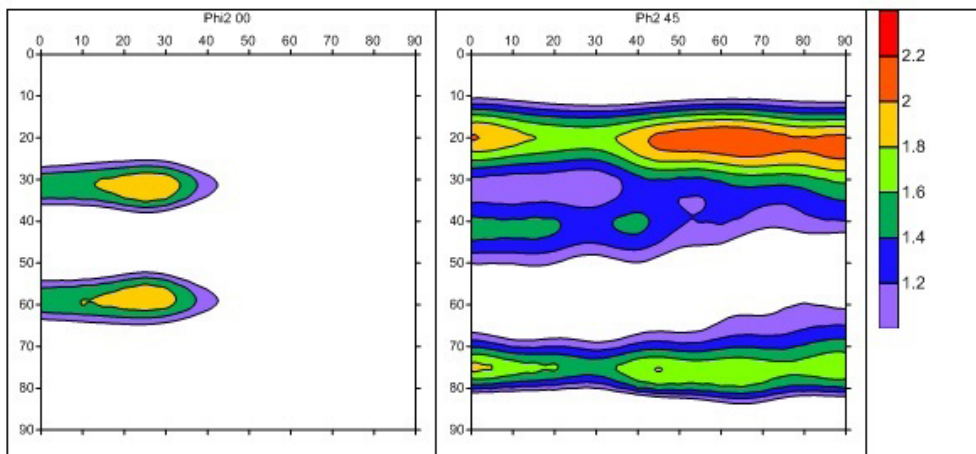


Figura 4. ODF da austenita deformada da amostra 6TA, Phi2 0° e 45°.

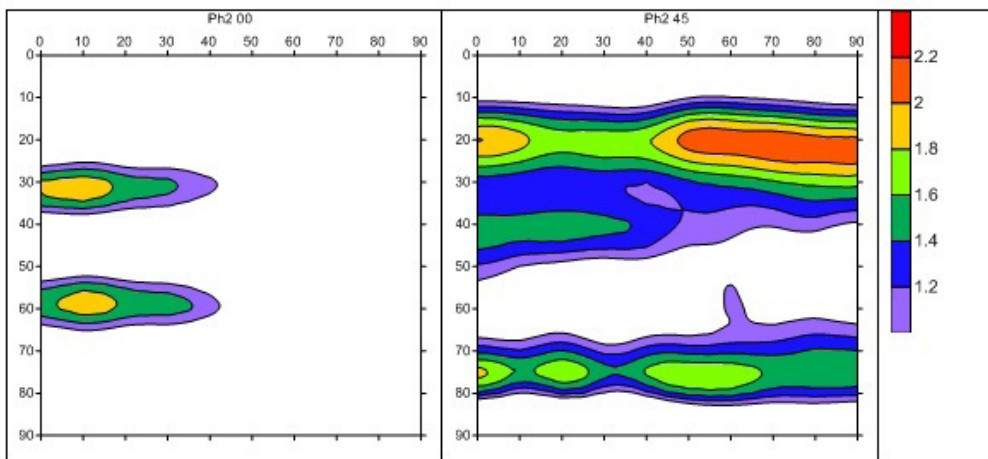


Figura 5. ODF da austenita deformada da amostra 6SA, Phi2 0° e 45°.

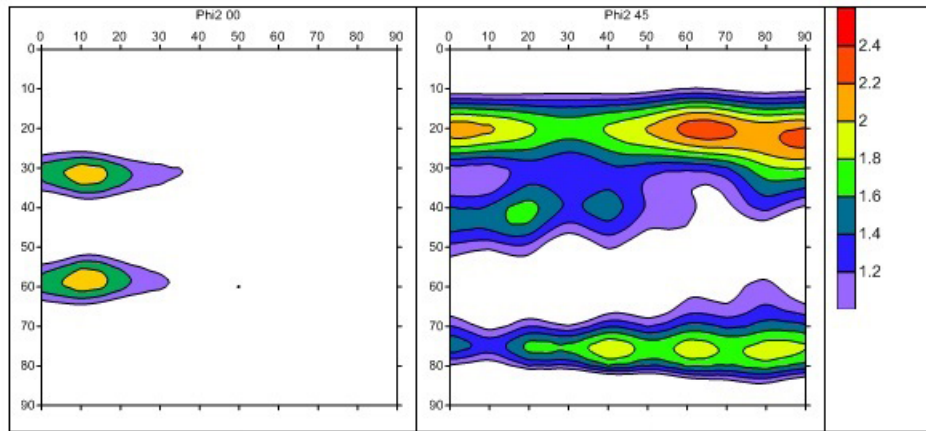


Figura 6. ODF da austenita deformada da amostra 8TA, Phi2 0° e 45°.

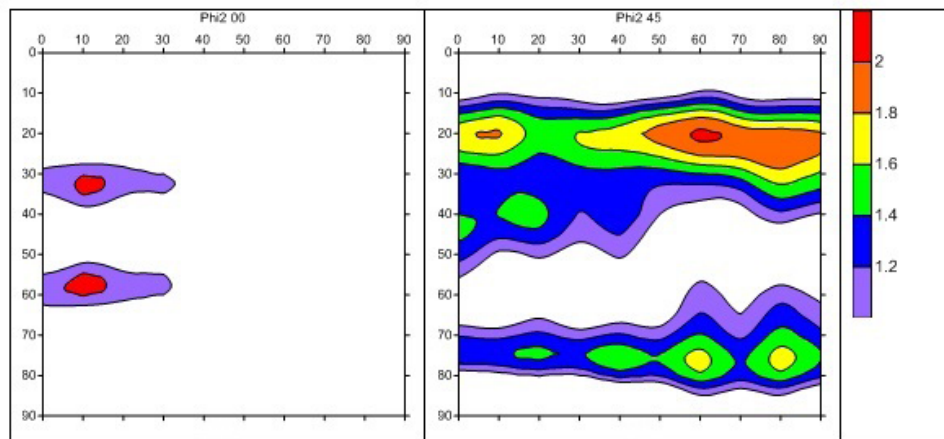


Figura 7. ODF da austenita deformada da amostra 8SA, Phi2 0° e 45°.

Os resultados de evolução textural indicam que há uma intensificação das componentes $\{114\}\langle 143\rangle$, $\{114\}\langle 110\rangle$, $\{221\}\langle 013\rangle$; $\{221\}\langle 023\rangle$ e $\{221\}\langle 122\rangle$, pertencentes às fibras citadas $\langle 114\rangle//DL$ e $\langle 221\rangle//DL$, pois o material passa a ter uma orientação preferencial.

mudanças nas componentes da textura associadas às fibras $\langle 114\rangle//DL$ e $\langle 221\rangle//DL$. No entanto, para as amostras laminadas a temperatura ambiente como para as amostras pré-resfriadas, com um mesmo percentual de deformação, as componentes de textura da austenita parecem ter semelhança.

4 CONCLUSÃO

Conclui-se que a condição inicial, laminada a quente, tem fraca textura preferencial, sendo possível notar a formação de fibras $\langle 114\rangle//DL$ e $\langle 221\rangle//DL$ em $\Phi_1 = 20$ e 70° , destacando-se as respectivas componentes $\{114\}\langle 100\rangle$ e $\{221\}\langle 110\rangle$. Com o aumento da deformação, há uma redução na fração da austenita e conseqüente decréscimo na intensidade dos polos máximos, mas sem significativas

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa de doutorado, processo de número 141571/2015-2 (Ano 2015), e de produtividade a pesquisa (PQ-2), processo 307798/2015-1. Como também agradecem à Aperam South America pela doação do material em estudo.

REFERÊNCIAS

- 1 Okayasu M, Fukui H, Ohfuji H, Shiraishi T. Strain-induced martensite formation in austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science*. 2013;48:6157-6166.
- 2 lawamoto T, Tsuta T, Tomita Y. Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics. Vol. 40. USA: Elsevier Science; 1998. p. 173-182.

- 3 Hamada AS, Karjalainen LP, Misra RDK, Talonen J. Contribution of deformation mechanisms to strength and ductility in two Cr–Mn grade austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*. 2013;559:336-344.
- 4 Kumar BR, Singh AK, Mahato B, De PK, Bandyopadhyay NR, Bhattacharya DK. Deformation-induced transformation textures in metastable austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2006;429:205-211.
- 5 Souza IR Fo, Zilnyk KD, Sandima MJR, Bolmaro RE, Sandima HRZ. Strain partitioning and texture evolution during cold rolling of AISI 201 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2017;702:161-172.
- 6 Souza CO, Silva CS, Alves JM, Paula AS, Brandão LPM, Diniz SB, et al. Efeito do pré-resfriamento em salmoura na formação de martensita durante a laminação piloto de aço inoxidável austenítico 201LN. In: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. Anais do 72º Congresso Anual da ABM; 2017 Outubro 2-6; São Paulo, Brasil. São Paulo: ABM; 2017. p. 1525-1535.

Recebido em: 20 Nov. 2017

Aceito em: 07 Out. 2018