

ESTUDO COMPARATIVO PARA DISTINTAS CONDIÇÕES DE LAMINAÇÃO A FRIO E RECOZIMENTO PARA REVERSÃO DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO 201LN

*

*Camila Oliveira de Souza*¹*Carolline Serafim da Silva*²*Juciane Maria Alves*³*Andersan dos Santos Paula*⁴*Luiz Paulo Mendonça Brandão*⁵*Andrey de Moraes Barcelos Casanova*⁶*Isabela Santana de Oliveira*⁷

Resumo

O material deste estudo consistiu em um aço inoxidável austenítico 201LN, em que a condição de partida foi em forma de chapa com aproximadamente 5,00 mm de espessura e laminado a quente. As etapas de processamento adotadas consistiram em distintas condições de laminação a frio (temperatura ambiente e pré-resfriamento em salmoura) e tratamento térmico de recozimento, em que o objetivo foi avaliar a formação de martensita e posterior reversão desta em austenita. Com uso das técnicas de ferritoscopia e difração de Raios-X (DRX) foi possível quantificar a fração de martensita α' , identificar as fases associadas e a evolução dos seus respectivos picos de DRX presentes no material nas distintas condições estruturais estudadas, em confronto com as medidas de macrodureza Vickers (HV). Os resultados mostraram que tanto a fração volumétrica de martensita formada como a dureza, foram maiores nas amostras pré-resfriadas e esta diferença é mais evidente nas amostras que foram submetidas a uma sequência de laminação (1LF) e duas sequências de laminação seguida da etapa final de recozimento (2LF). Justificando assim o maior potencial de endurecimento pela maior formação de martensita com a redução da temperatura de deformação para os materiais encruados com maior tamanho de grão austenítico. Por outro lado, houve um maior potencial de endurecimento devido à redução do tamanho de grão austenítico resultante do segundo recozimento para reversão de amostras com um maior histórico de formação de martensita ao longo do processo, como também indicativos da formação de texturas distintas para cada condição completamente austenítica.

Palavras-chave: Aço Inoxidável Austenítico; Laminação a frio; Martensita; Recozimento.

COMPARATIVE STUDY FOR DIFFERENT COLD ROLLING AND REVERSION ANNEALING CONDITIONS OF 201LN AUSTENITIC STAINLESS STEEL

Abstract

The material of this study consisted of a 201LN austenitic stainless steel, where the starting condition was sheet form approximately 5.00 mm thickness and hot rolled. The processing steps adopted consisted of different conditions of cold rolling (room temperature and pre-cooling in brine) and reversion annealing heat treatment, in which the objective was to evaluate the martensite formation and later reversion of this in austenite. Using Ferritoscopy and X-ray diffraction (XRD) techniques, it was possible to quantify the α' martensite fraction and identify the phases associated evolution of their respective XRD peaks present in the material in the distinct

structural conditions studied against Vickers macrohardness (VH) measures. The results showed that both the martensite volumetric fraction formed and the hardness were higher in the precooled samples, and this difference is more evident in the samples that were submitted to a just one rolling sequence (1LF) and two rolling sequences following by the final reversion annealing step (2LF). Justifying for the higher hardening potential due to the higher formation of martensite with the reduction of the deformation temperature for the austenitic grain sizes. On the other hand, there was a higher hardening potential due to the reduction of the austenitic grain size resulting from the second reversion annealing of samples with a higher history of martensite formation throughout the process, as well as indicative formation of distinct crystallographic textures for each completely austenitic condition.

Keywords: Austenitic Stainless Steel; Cold rolling; Martensite; Annealing.

- ¹ Eng. Metalurgista, M.Sc., Doutoranda em Ciência dos Materiais (PGCM / SE-4), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ² Eng. Metalurgista, M.Sc., Analista da Garantia da Qualidade Jr., Galvasud, Porto Real, RJ, Brasil.
- ³ Química, M.Sc., Doutora em Ciência dos Materiais pelo IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil
- ⁴ Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Adjunta (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ⁵ Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professor Titular (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ⁶ Tecnólogo em Processos Metalúrgicos, M.Sc., Doutorando em Ciências dos Materiais (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ⁷ Eng. Mecânica, M.Sc., Técnica de Laboratório da Universidade Federal Fluminense (UFF), Volta Redonda, RJ.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis (AIs) diferem-se dos aços comuns por possuírem uma maior resistência à corrosão em função de sua composição química, podendo ser aplicados em situações nas quais os primeiros não são indicados [1].

Dentro do grupo de AIs é possível encontrar famílias em função dos elementos de liga adicionados e, por consequência, da microestrutura obtida à temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) constituem a família de maior relevância, pois aliam excelente resistência à corrosão, boa soldabilidade e excelentes propriedades mecânicas. Os AIAs possuem vasta faixa de composições químicas, as quais são organizadas em grupos ou séries. A série 300, cujo aço mais comum é o do tipo 304, pertence a um sistema Fe-Cr-Ni com ampla gama de aplicações [2]. Este aço é aplicado em utensílios domésticos, materiais de construção, peças automotivas e nas indústrias alimentar e química. A principal desvantagem dos aços da série 300 é o elevado custo de produção devido ao percentual de níquel adicionado [3]. Portanto, com o objetivo de se obter um aço com um custo inferior e que pudesse substituí-los em determinadas aplicações, desenvolveu-se a série 200 de sistema Fe-Cr-Mn-N, com adições inferiores ou eliminação do níquel e adição combinada de nitrogênio e manganês como seus substitutos na função de preservar a estrutura austenítica. Alguns destes AIAs podem apresentar LE até 30% superior ao do aço 304, fazendo com que tenha aplicação em estruturas mais leves [4, 5].

Os AIAs acima mencionados possuem uma característica diferenciada, devido à sua composição química. Esta característica é a transformação de fase induzida por plasticidade, efeito TRIP (ou do inglês, *Transformation Induced Plasticity*), tal efeito é visado por conceder ao aço propriedades mecânicas como alta resistência, ductilidade e tenacidade [6].

O interesse para o desenvolvimento deste estudo foi motivado no conceito de refinamento de grão, em que inicialmente promove-se a transformação martensítica por intermédio de uma laminação a temperatura ambiente e posteriormente submete-se o material a um tratamento térmico de recozimento abaixo da temperatura de recristalização, que reverte a martensita induzida por plasticidade em austenita, resultando em um decréscimo significativo no tamanho de grão. Hamada e colaboradores (2015) mostraram que o tratamento de reversão foi uma forma eficiente de refinar o tamanho do grão austenítico, embora tenha permitido a formação de uma quantidade inferior de martensita induzida por deformação (efeito TRIP) quando comparada à formada em um aço 201 com estrutura mais grosseira. Além disso, após a reversão, o aço apresentou excelentes propriedades mecânicas, tais como, limite de escoamento e resistência à tração mantendo apreciável ductilidade [4].

MOALLEMI e colaboradores (2012) investigaram a formação da estrutura de grãos ultrafina em um aço inoxidável austenítico 201 através do tratamento termomecânico repetitivo. Foi observado que após o primeiro recozimento, o tamanho de grão é eficazmente reduzido à dimensão de submicrométrico com uma microestrutura homogênea e contornos de grão distintos [7]. A temperatura de recristalização destes AIAs é em torno de 900°C e o refinamento de grão é previsto para ser realizado em curto tempo de recozimento abaixo desta temperatura [8]. Por outro lado, devido à baixa EDE (Energia de Defeito de Empilhamento) dos materiais da série 200, como resultado da substituição de Ni por Mn, a recristalização pode ser facilitada e, assim, o refinamento de grão é promovido. Após a segunda reversão, o

tamanho do grão é ainda mais reduzido para aproximadamente 80 nm. Observa-se que o tamanho médio de grão, após a segunda reversão, é muito mais baixo do que a do primeiro recozimento. Isto deve-se ao fato de que a segunda laminação a frio é iniciada com um tamanho de grão menor, o que possivelmente restringe o crescimento dos grãos de martensita. Consequentemente, na segunda reversão, pequenos grãos de martensita levariam ao surgimento de menores grãos austeníticos [9].

Estes trabalhos acima mencionados foram primordiais para definir o foco deste estudo, que consiste em uma análise comparativa entre diferentes condições de laminação e recozimento repetitivos para reversão, com o intuito de futuramente se avaliar os resultados de um refinamento de grão neste material. Para isto, se fez uso da técnica de Ferritoscopia que é baseada em uma indução magnética. A amostra é analisada através de uma sonda manual, sendo submetida a um campo magnético que interage com a fase ferromagnética contida no material, gerando uma tensão correspondente à proporção desta fase. Nesta técnica, há a possibilidade de inserção de erros de medidas em amostras inferiores a 2 mm de espessura, pois o sinal de retorno é proporcional à espessura [10].

Talonen e colaboradores (2004) destacaram que as medidas feitas por Ferritoscopia possuem um erro inerente à técnica, pois seu princípio operacional baseia-se na determinação da permeabilidade magnética do material, a qual é uma função da deformação imposta. Essa interferência justificaria a maior dispersão de resultados com o incremento da deformação imposta aos materiais. Por isso, segundo estes autores, uma curva de calibração seria necessária para converter os valores lidos do equipamento para valores reais e o fator adequado para conversão das frações de martensita seria de 1,7 [11].

Lischka (2013), em seu trabalho sobre o efeito do cobre e da deformação no efeito TRIP no aço AISI 304, utilizou um fator de correção da espessura (FC) multiplicado ao valor lido (FNmedido) baseado no manual de procedimento do ferritoscópio através da Equação 1 [12]:

$$FC = -0,158 \times \log (FN_{medido}) + 1,309 \quad (1)$$

O valor do número de ferrita corrigido (FNfinal) se dá pela Equação 2:

$$FN_{final} = FN_{medido} \times FC \quad (2)$$

O valor do número de Ferrita foi transformado em porcentagem de martensita α' através da Equação 3:

$$\% \alpha' = 0,30475 + 1,0533 \times FN_{final} - 0,00438 \times (FN_{final}) \quad (3)$$

Com o intuito de complementar os resultados obtidos na Ferritoscopia, foi aplicada a técnica de difração de Raios-X (DRX), que permitiu identificar as fases presentes no material, além de analisar as intensidades, áreas e larguras a meia altura dos picos difratados relacionados a estas fases.

A caracterização mecânica foi feita via macrodureza Vickers, com o objetivo de verificar a influência da fração de martensita induzida por plasticidade e o efeito do recozimento nesta propriedade mecânica. Este ensaio é padronizado pelas normas ASTM E92 (*Standard Test Method for Vickers Hardness and Knoop Hardness of metallic Materials*).

O objetivo deste trabalho consistiu em avaliar a transformação martensítica e consequente reversão em austenita, de um aço inoxidável austenítico 201LN através da fração volumétrica de martensita formada e sua evolução quanto à macrodureza, mediante condições fixas de redução na espessura e de tratamento térmico de recozimento.

De modo a atender os objetivos propostos, as amostras deste aço no estado como recebido (laminado a quente) foram laminadas a temperatura ambiente e pré-resfriadas em salmoura, com 8 passes e 10% de redução a cada passe, e recozimento a uma temperatura de 750°C por 15 minutos seguido de resfriamento ao ar. Parte das amostras foram submetidas a uma segunda sequência de laminação e a um segundo recozimento com o intuito de promover um maior refinamento de grão austenítico. As amostras deste estudo foram analisadas via Ferritoscopia, DRX em macrodureza Vickers para se avaliar o grau de endurecimento, segundo a formação da martensita induzida por deformação e sua posterior reversão em austenita. Os resultados das análises foram correlacionados com as condições de processamento do material no que diz respeito à laminação e ao recozimento.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Materiais e Métodos

O material em estudo consistiu em um aço inoxidável austenítico 201LN, na forma de chapas fornecidas pela empresa APERAM South América com aproximadamente 5 mm de espessura na condição laminada a quente. A composição química deste material está descrita na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química (% em massa) do aço inoxidável austenítico 201LN fornecido pela APERAM South América.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu
0,0300	6,9078	0,3088	0,0381	0,0009	17,0043	4,0093	0,0188	0,0034	0,0239
Co	V	Nb	Pb	B	Ti	Sn	W	N	
0,0463	0,0428	0,0224	0,0073	0,0006	0,0058	0,0029	0,0117	0,2000	

Inicialmente, o aço inoxidável austenítico 201LN foi laminado em temperatura ambiente e pré-resfriado a cada passe em salmoura (aproximadamente -5°C). O percentual de redução, o número de passes da laminação (8 passes a cada sequência, com 10% de redução por passes) e a temperatura e tempo de encharque no recozimento (750°C por 15 minutos, seguido de resfriamento em água) foram previamente definidos no trabalho de Souza e colaboradores (2017) [13].

A cada etapa de processamento foram separadas amostras que seguem as seguintes condições de processamento: 1LF (1 sequência de laminação), 1TT (1 sequência de laminação e 1 recozimento), 2LF (2 sequências de laminação e 1 recozimento), 2TT (2 sequências de laminação e 2 recozimentos). O processo de laminação e de tratamento térmico foram realizados nas dependências do Laboratório de Tratamento Termomecânico do Instituto Militar de Engenharia (IME) no laminador piloto FENN MFG, modelo D-51719:1973, o qual operou em configuração duo com cilindros de diâmetro 133,70 mm. Para o tratamento térmico, utilizou-se um forno mufla, com o forno pré-aquecido na temperatura de encharque para posterior introdução das amostras e contagem do tempo de encharque a partir do reestabelecimento da temperatura objetiva na zona quente do mesmo.

A primeira técnica de avaliação utilizada foi a Ferritoscopia. Para isto, foram feitos seis pontos distribuídos de forma homogênea nas amostras das distintas condições estruturais em estudo e para cada ponto obteve-se 5 medidas. As análises foram efetuadas nas dependências da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (UFF) com o auxílio do ferritoscópio FISCHER - FMP30, cuja sensibilidade de detecção da fase ferromagnética varia desde 0,1 a 80%.

Em seguida, as medidas relativas à técnica de DRX, foram realizadas no laboratório de Difração de Raios X do IME utilizando-se o difratômetro de Raios-X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, com um *stepsize* de 0,0197, ângulos inicial de 40,00° e final de 129,99° e tempo total de análise de aproximadamente 1 h e 7 min para cada amostra.

Por último, utilizou-se a técnica de macrodureza Vickers. Para este ensaio se fez uso de um durômetro Vickers, VEB Werkstoffprüfmaschinen (WPM), marca Heckert, modelo 308/43, origem Alemanha (Leipzig), instalado no laboratório de Ensaios Mecânicos da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (UFF). Foram realizadas 10 medidas ao longo do plano da chapa, para cada condição estudada.

Na Tabela 2 são mostradas as etapas de preparação das amostras para as técnicas mencionadas anteriormente.

Tabela 2. Etapas de preparação das amostras para as técnicas de Ferritoscopia, DRX e Dureza.

Caracterização	Preparação
Ferritoscopia	As amostras foram cortadas com dimensões de 2,5 x 2,0 cm (DL x DT), em uma máquina de corte Discotom com disco abrasivo de carbeto de silício. As amostras tratadas termicamente foram submetidas a uma decapagem para a remoção do óxido formado na superfície do material devido ao recozimento. A solução para tal decapagem foi composta por 45% de água, 10% de ácido fluorídrico e 45% de ácido nítrico, adicionados nesta ordem. Foi utilizada uma placa de aquecimento, uma vez que este material não decapou em temperatura ambiente.
DRX	As amostras foram cortadas com dimensões de 2,5 x 2,0 cm (DL x DT), em uma máquina de corte Discotom com disco abrasivo de carbeto de silício. A preparação metalográfica foi iniciada com lixamento mecânico, utilizando lixas metalográficas de granulometrias de 220, 360, 600 e 1200 mesh e por último, foi feito o polimento eletrolítico utilizando uma solução composta por ácido perclórico (5 mL), água destilada (10 mL) e álcool etílico absoluto (75 mL) à temperatura ambiente, com voltagem variando entre 20 e 25 V e tempos de imersão variando de 10 a 25 s. Estas variações foram devido às condições estruturais distintas e as dimensões das amostras analisadas.
Dureza	Foram utilizadas as mesmas amostras de Ferritoscopia, porém a preparação metalográfica consistiu em um lixamento mecânico, utilizando lixas metalográficas de granulometrias de 220, 360, 600 e 1200 mesh.

2.2 Resultados e Discussão

Na Figura 1 está ilustrado o gráfico da correlação entre fração volumétrica de martensita formada e quantificada via Ferritoscopia para todas as condições em estudo: CR (como recebida), 1LF (1 sequência de laminação), 1TT (1 sequência de

laminação e 1 recozimento), 2LF (2 sequências de laminação e 1 recozimento) e 2TT (2 sequências de laminação e 2 recozimentos).

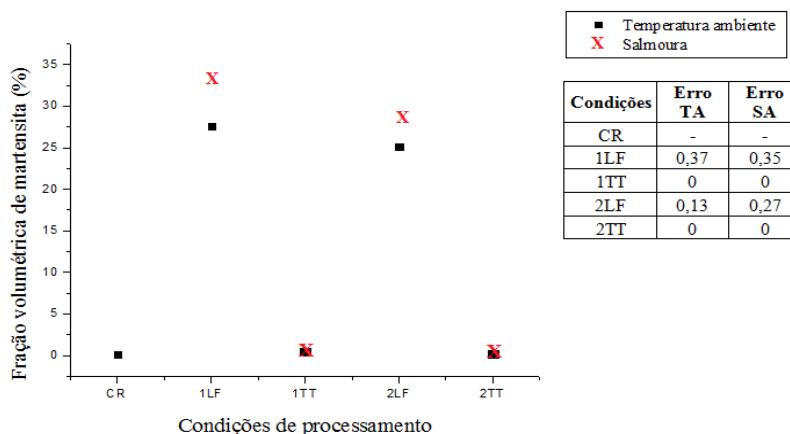


Figura 1. Evolução da fração volumétrica de martensita em função das condições de processamento, desde a condição como recebida (CR).

Notou-se que o material como recebido não era 100% austenítico, apresentando uma fração residual de fase ferromagnética de aproximadamente 0,12%, onde esta pode ser, tendo em vista que foi fornecido na condição laminada a quente:

- ferrita delta em função de algum residual de segregação composicional oriunda do material na forma de placa lingotada, que não pode ser completamente eliminado durante as etapas subsequentes de reaquecimento de placas, laminação a quente de desbaste e acabamento;
- martensita em função, provavelmente de esforços mecânicos associados às etapas de bobinamento e desbobinamento no fim de seu processamento industrial.

Além disso, observou-se que nas amostras pré-resfriadas nas condições de 1LF e 2LF há uma fração volumétrica de fase ferromagnética maior do que nas amostras laminadas em temperatura ambiente, para as mesmas condições. Já nas condições 1TT e 2TT, estes valores foram bem próximos e menores que 1%. Como este percentual de fase ferromagnética descreveu forma significativa com a aplicação do recozimento nas amostras laminadas, pode-se assim inferir que esta fase ferromagnética é a martensita α' .

Observou-se também que os fatores de correção de espessura empregados influenciaram os valores medidos por ferritoscopia de maneira oposta. A correção sugerida por Talonen e colaboradores (2004) [11] superestimou os resultados, enquanto que a correção descrita por Lischka (2013) [12] e pelas Equações 1, 2 e 3 os subestimaram, porém esta última apresentou resultados bem mais próximos aos registrados pelo Ferritoscópio.

Outra técnica empregada para se avaliar a formação da martensita induzida por deformação seguida da sua reversão em austenita e assim, identificar as fases presentes no material, foi a Difração de Raios-X (DRX). Na Figura 2 é apresentada uma comparação entre os difratogramas das amostras nas distintas condições estruturais em estudo.

Na Figura 2A, constatou-se que a amostra CR possui somente picos de austenita, afirmando ser uma amostra totalmente austenítica. Observou-se que com a primeira sequência de laminação a temperatura ambiente (amostra 1LFTA) há a formação de picos de martensita com orientações (110), (200) e (211), havendo um decréscimo na intensidade do pico de austenita (111) e o desaparecimento dos picos de

austenita (311) e (222). Sendo assim, as amostras pertinentes a ambas as sequências de laminação, seja a temperatura ambiente ou com pré-resfriamento em salmoura (1LFTA, 1LFSA, 2LFTA e 2LFSA), possuem os mesmos picos de austenita e martensita. Já as amostras pertinentes aos recozimentos subsequentes a ambas as sequências de laminação (1TTTA, 1TTSA, 2TTTA e 2TTSA) possuem os mesmos picos de austenita, com as mesmas orientações. Isto se deve ao tratamento térmico de recozimento aplicado nestas amostras, que permitiu a reversão da martensita em austenita.

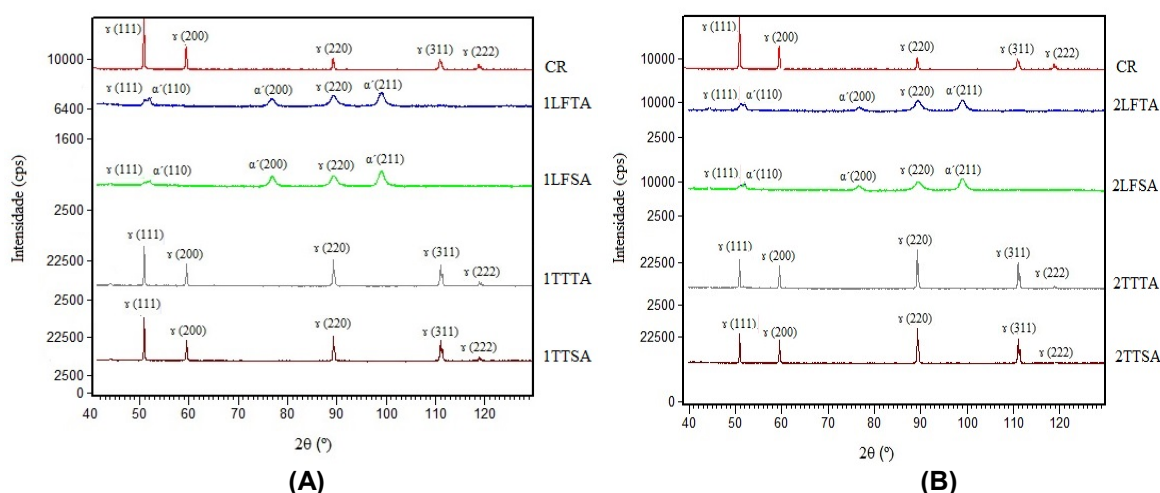


Figura 2. Difratomogramas das amostras nas condições: como recebida (CR), após a primeira sequência de laminação a temperatura ambiente (1LFTA) e pré-resfriada em salmoura (1LFSA), recozimento para reversão subsequente (1TTTA e 1TTSA) (Figura 2A), segunda sequência de laminação a temperatura ambiente (2LFTA) e pré-resfriada em salmoura (2LFSA) e por fim recozimento para reversão subsequente (2TTTA e 2TTSA) (Figura 2B).

Na Figura 3 são apresentados os gráficos que correlacionam os perfis dos picos da austenita, com orientações (111), (200), (220), (311) e (222) quanto às suas respectivas intensidades, áreas e larguras a meia altura, de todas as amostras referentes às condições estruturais em estudo.

Observa-se pelos difratogramas (Figura 2) e análise de perfil dos picos da austenita (Figura 3) para as amostras laminadas na primeira sequência e segunda sequência, seja a temperatura ambiente (1LFTA e 2LFTA) ou com pré-resfriamento em salmoura (1LFSA e 2LFSA), o total consumo de maior parte das orientações da austenita (picos de DRX (200), (311) e (222)) e a retenção de determinadas orientações (picos de DRX (111) e (220), com maior fração para (220) em função da intensidade e área) que se faziam presentes na condição como recebida (CR). Por outro lado, com a formação da martensita α' observa-se a presença de 3 orientações específicas (picos de DRX (110), (200) e (211)) conforme destacado nos difratogramas (Figura 2) e análise do perfil dos picos da martensita (Figura 4). Além disso, observa-se pela largura a meia altura, indicativos quanto à presença de encruamento na austenita retida, sendo mais significativo para a orientação associada ao pico (220) em relação ao (111), para ambas as sequências de laminação, e mais pronunciado para a segunda sequência de laminação. Em relação à formação resultante das sequências de laminação, as orientações que apresentam maior, intermediária e menor fração estão associadas a (211), (200) e (110) nesta ordem (em função da intensidade e área dos picos), e da mesma forma acumulando maior quantidade de encruamento (em função da largura a meia altura). No entanto, as intensidades/áreas dos picos de martensita formados com a

segunda sequência de laminação se mostram menos intensos e largura meio altura mais significativas para as principais orientações formadas ((110) e (200)), que confirma o fato que quanto menor o tamanho de grão menor a propensão de formação de martensita e consequente aumento no encruamento tanto da martensita formada como da austenita retida, observações que corroboram com a literatura [9].

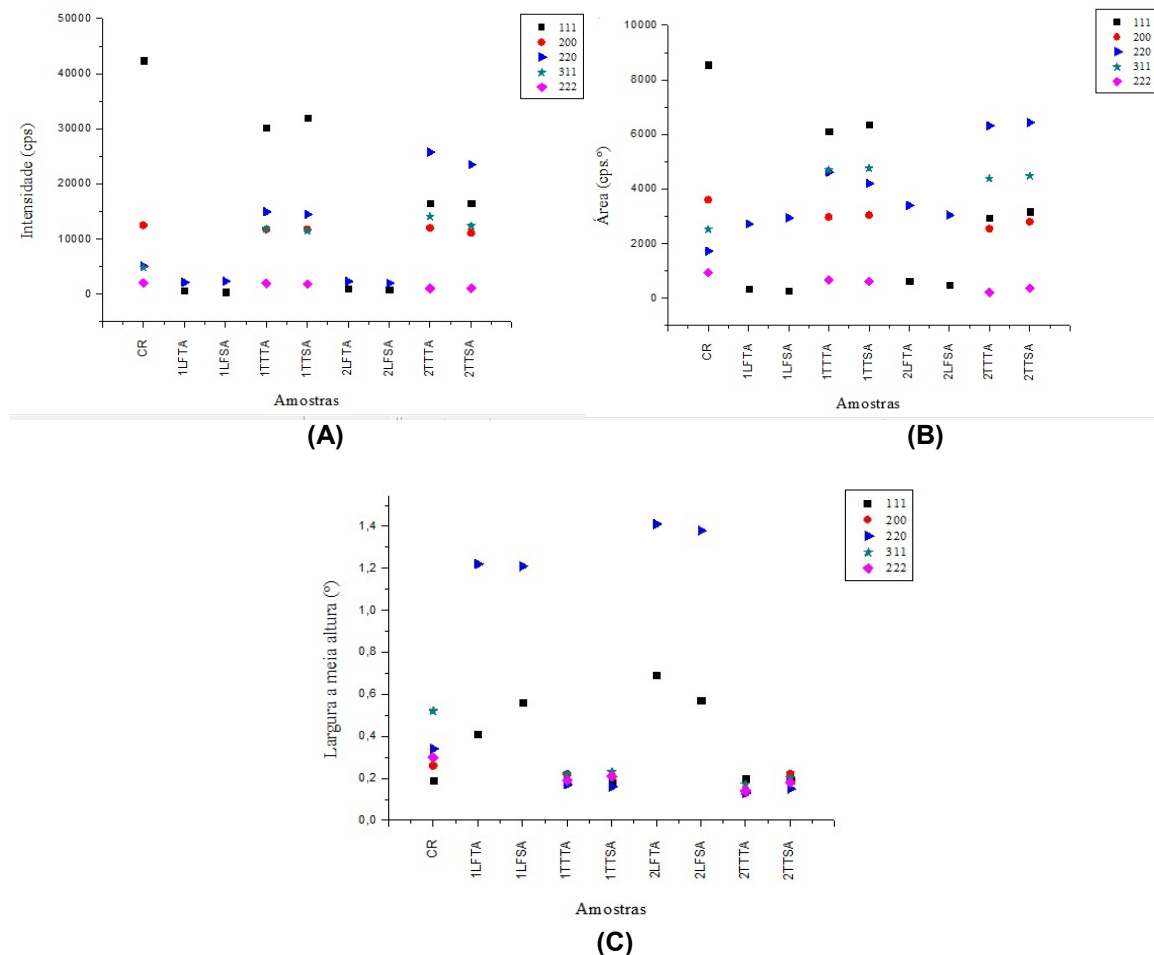


Figura 3. Correlação das intensidades, áreas e larguras a meia altura dos picos de austenita de orientações (111), (200), (220), (311) e (222) das amostras nas condições: como recebida (amostra CR), após a primeira sequência de laminação a temperatura ambiente (1LFTA) e pré-resfriada em salmoura (1LFSA), recozimento para reversão subsequente (1TTTA e 1TTSA), segunda sequência de laminação a temperatura ambiente (2LFTA) e pré-resfriada em salmoura (2LFSA) e por fim recozimento para reversão subsequente (2TTTA e 2TTSA).

Em relação ao recozimento para reversão realizado após a primeira e segunda sequência de laminação, sejam estas a temperatura ambiente (1TTTA e 2TTTA) ou com pré-resfriamento em salmoura (1TTSA e 2TTSA), observa-se a completa reversão da martensita em austenita, conforme difratogramas apresentados na Figura 2 e análise de perfil de picos da austenita mostrada na Figura 3. As orientações da austenita (picos de DRX em ordem de intensidade/área (111), (220), (311), (200) e (222)) das amostras recozidas após a primeira sequência de laminação são as mesmas da amostra como recebida (CR) (picos de DRX em ordem de intensidade/área (111), (200), (220), (311) e (222)), mas com ordem distante de frações (em função da intensidade e área dos picos) e com aparentemente menor presença de encruamento residual (em função da menor

largura a meio altura para todos os picos de DRX). O mesmo comportamento, em termos de orientações presentes, se faz para as amostras recozidas após a segunda sequência de laminação, porém existe uma mudança na formação das orientações principais no processo de reversão, onde a fração mais significativa passar ser (220) ao invés de (111) da austenita, com base nos valores de intensidade/área dos picos.

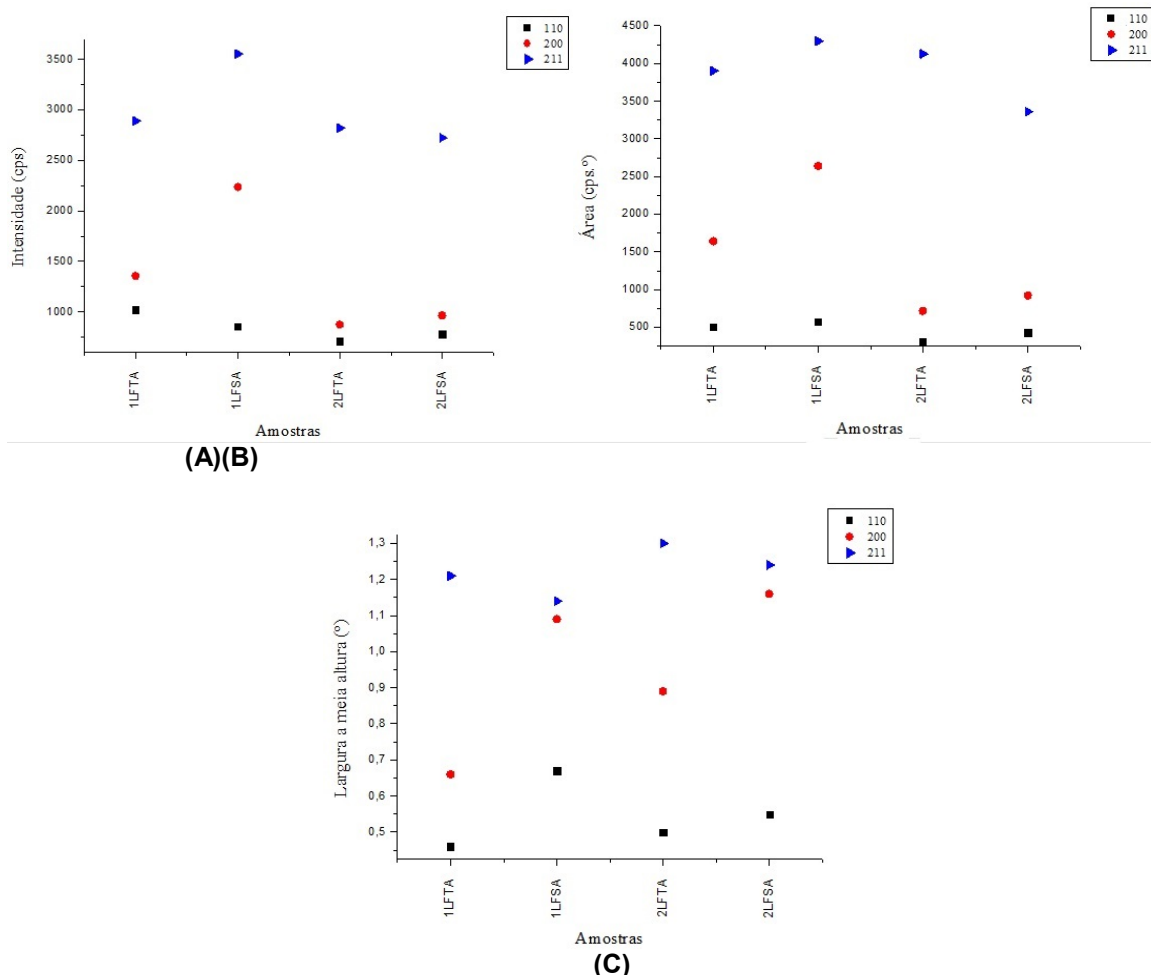


Figura 4. Correlação das intensidades, áreas e larguras a meia altura dos picos de martensita de orientações (110), (200) e (211) das amostras nas condições: após a primeira e segunda sequência de laminação a temperatura ambiente (1LFTA e 2LFTA) e pré-resfriada em salmoura (1LFSA e 2LFSA).

A caracterização mecânica via Dureza Vickers (HV) do aço 201LN, na condição CR e para todas as demais condições é apresentada na Figura 5.

De modo similar à Ferritoscopia, observou-se que nas amostras pré-resfriadas nas condições de 1LF e 2LF, a Dureza foi maior do que nas amostras laminadas em temperatura ambiente, para as mesmas condições, porém esta diferença é menos significativa quando comparada à primeira técnica. Isto se deve ao fato de que a laminação em baixa temperatura faz com que o material se torne mais susceptível à transformação martensítica e, portanto, quanto maior a fração volumétrica de martensita, maior será também o valor de dureza deste material.

Para as condições 1TT e 2TT, estes valores foram bem próximos, porém para a amostra pré-resfriada na condição 2TT esta dureza é ligeiramente menor, quando comparada à amostra laminada em temperatura ambiente, para esta mesma condição. A justificativa para tal comportamento está relacionada ao fato de a amostra 2TT ter sido submetida a 2 sequências de laminação e 2 tratamentos

térmicos, enquanto que a amostra 1TT só foi submetida a 1 etapa de laminação e a 1 tratamento térmico.

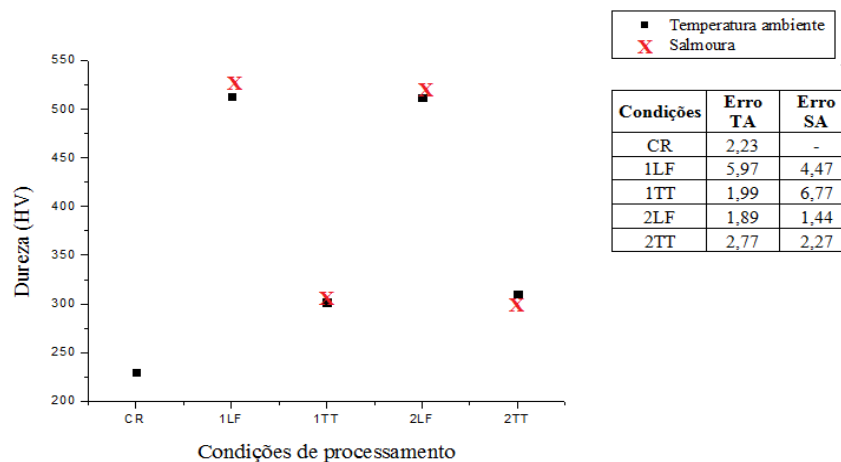


Figura 5. Correlação da Dureza HV em função das condições de processamento, desde a condição como recebida (CR).

3 CONCLUSÃO

Este trabalho foi elaborado a partir de análises previamente realizadas com o objetivo de se definir condições ótimas para um futuro estudo de refinamento de grão em um AIAs 201LN. A melhor condição de número de passes definida para a laminação a frio foi de 8 passes (uma sequência de laminação, com 10% de redução a cada passe), enquanto que a melhor condição para o tratamento térmico de recozimento foi estipulada a uma temperatura de 750°C por um tempo de aquecimento de 15 minutos. A partir dos resultados obtidos observou-se que houve um incremento na fração volumétrica de martensita nas amostras pré-resfriadas em salmoura, sobretudo nas condições de 1LF (1 sequência de laminação) e 2LF (2 sequências de laminação e 1 recozimento intermediário). Esta característica também foi evidente no ensaio de Dureza Vickers, em que houve um incremento da mesma para as amostras pré-resfriadas, nas mesmas condições anteriormente mencionadas. Além disso, verificou-se que com a evolução da laminação a temperatura ambiente e também em salmoura, houve a formação de picos de martensita e que as orientações (220) da austenita e (211) da martensita possuem os maiores valores de largura a meia altura, indicando que as mesmas possuem um maior grau de distorção associado ao nível de encruamento de material.

Enquanto que a condição do tratamento térmico de recozimento para reversão foi capaz de promover a completa reversão da martensita em austenita após ambas sequências de laminação em distintas temperaturas. Somando a isto, existem evidências de modificação da textura das amostras austeníticas fruto do recozimento para reversão, em função da mudança de fração de picos de austenita difratados em função da intensidade/área entre os mesmos.

É importante ressaltar que os resultados aqui apresentados serão utilizados para futuros trabalhos quanto à quantificação de fases e textura da austenita deformada e revertida neste material, para estas mesmas condições de processamento.

Agradecimentos

Aos Professores Gláucio Soares e Rogério Itaborahy da EEIMVR/UFF, que disponibilizaram, respectivamente, o ferritoscópio e o macrodurômetro Vickers para este estudo. C.O.S. agradece a bolsa de doutorado e taxa de bancada oriunda do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), processo de número 141571/2015-2 (Ano 2015). A.S.P. agradece a bolsa de produtividade à pesquisa (PQ-2) do CNPq (Processo 307798/2015-1).

REFERÊNCIAS

- 1 LO KH, SHEK CH e LAI JKL. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering*. 2009;65:39-104.
- 2 ASM International Austenitic Stainless Steels. *Stainless Steels for Design Engineers*. 2008.
- 3 OSHIMA T, HABARA Y e KURODA K. Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International*. 2007;12:359-36.
- 4 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 & Engineering A*. 2013;559:336-344.
- 5 CHUAIPHAN W. e SRIJAROENPRAMONG L. Effect of welding speed on microstructures, mechanical properties and corrosion behavior of GTA-welded AISI 201 stainless steel sheets. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014;214:402-408.
- 6 IAWAMOTO T, TSUTA T e TOMITA Y. Investigation on Deformation Mode Dependence of Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP Steels and Modelling of Transformation Kinetics. *Elsevier Science*. 1998;40:173-182.
- 7 MOALLEMI M, KERMANPUR A, NAJAFIZADEH A, REZAEI A e SAMAEI BAGHBADORANI H. Formation of nano/ultrafine grain structure in a 201 stainless steel through the repetitive martensite thermomechanical treatment. *Materials Letters*. 2012;89:22-24.
- 8 PADILHA AF, PLAUT RL e RIOS PR. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ International*. 2003;43:135-143.
- 9 ESKANDARI M, KERMANPUR A e NAJAFIZADEH A. Effect of Strain-Induced Martensite on the Formation of Nanocrystalline 316L Stainless Steel After Cold Rolling and Annealing. *Metall. Mater. Trans. A*. 2009;40:2241-9.
- 10 Operators Manual FERITSCOPE® FMP30, Determination the ferrite content of austenitic and DUPLEX stainless steel and determination of the ratio of martensite in austenitic stainless steels, Institut für Elektronik und Messtechnik, Sindelfingen Germany. 2008:240.
- 11 TALONEN J, ASPEGREN P e HÄNNINEN H. Comparison of different methods for measuring strain induced α' -martensite content in austenitic steels. *Materials Science and Technology*. 2004;20:1506-1511.
- 12 LISCHKA FT. Efeito do cobre e da deformação no efeito TRIP de um aço inoxidável austenítico AISI304, avaliado por diversos métodos de análise [dissertação de mestrado]. Santa Catarina: Universidade Federal de Santa Catarina; 2013.
- 13 SOUZA CO, SILVA, CS, ALVES JM, PAULA AS, BRANDÃO LPM, DINIZ SB e OLIVEIRA IS. Efeito do pré-resfriamento em salmoura na formação de martensita durante a laminação piloto de aço inoxidável austenítico 201LN; 2017; Rio de Janeiro, Brasil. São Paulo: ABM; 2017. p. 1525-1535..