

# NANOINDENTAÇÃO APLICADA AOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS 304L E 201LN \*

Carolline Serafim da Silva<sup>1</sup>

Camila Oliveira de Souza<sup>2</sup>

Andrey de Moraes Barcelos Casanova<sup>3</sup>

Rodolfo da Silva Teixeira<sup>4</sup>

Juciane Maria Alves<sup>5</sup>

Andersan dos Santos Paula<sup>6</sup>

Luiz Paulo Mendonça Brandão<sup>7</sup>

## Resumo

Com o objetivo de avaliar as condições estruturais via comportamento mecânico associada ao efeito TRIP realizou-se estudo comparativo das propriedades mecânicas de dois aços inoxidáveis austeníticos comerciais de graus 304L e 201LN. A martensita induzida por deformação foi formada durante a laminação a frio a temperatura ambiente até percentual de redução de espessura de 80% e avaliada via nanoindentação com cargas máximas de ensaio de 1, 20, 50 e 100 gf. Observou-se que as propriedades decresceram com o aumento das cargas utilizadas e apresentaram tendência de estabilização com as maiores cargas.

**Palavras-chave:** Aço Inoxidável Austenítico; Efeito TRIP; Martensita; Nanoindentação.

## NANOINDENTATION APPLIED TO THE 304L AND 201LN AUSTENITIC STAINLESS STEELS

### Abstract

With the goal to evaluate the structural conditions by mechanical behavior associated to TRIP effect was conducted a comparative study of the mechanical properties of the two commercial austenitic stainless steels (304L and 201LN). The martensite induced by deformation was formed during the cold rolling at room temperature up to 80% thickness reduction and evaluated by nanoindentation with distinct maximum loads (1, 20, 50 and 100 gf). Thus, observed that the mechanical properties decreased with an increase of the maximum load applied and shown a tendency to stabilization with the highest loads.

**Keywords:** Austenitic Stainless Steel; TRIP Effect, Martensite; Nanoindentation.

<sup>1</sup> Eng<sup>a</sup>. Metalurgista, M.Sc., Analista da Garantia da Qualidade Jr., Galvasud, Porto Real, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Eng<sup>a</sup>. Metalurgista, M.Sc., Doutoranda em Ciência dos Materiais (PGCM / SE-4), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>3</sup> Tecnólogo em Processos Metalúrgicos, M.Sc., Doutorando em Ciência dos Materiais (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>4</sup> Eng<sup>o</sup> Metalurgista, M.Sc., Doutorando em Ciência dos Materiais (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>5</sup> Química, M.Sc., Doutoranda em Ciência dos Materiais (PGCM / SE-4), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>6</sup> Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Adjunta (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>7</sup> Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professor Associado (PGCM / SE-4), IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Os inoxidáveis diferem-se dos aços comuns devido à sua maior resistência à corrosão obtida através de ajustes composicionais, permitindo que eles possam ser aplicados em situações nas quais os primeiros não são indicados [1].

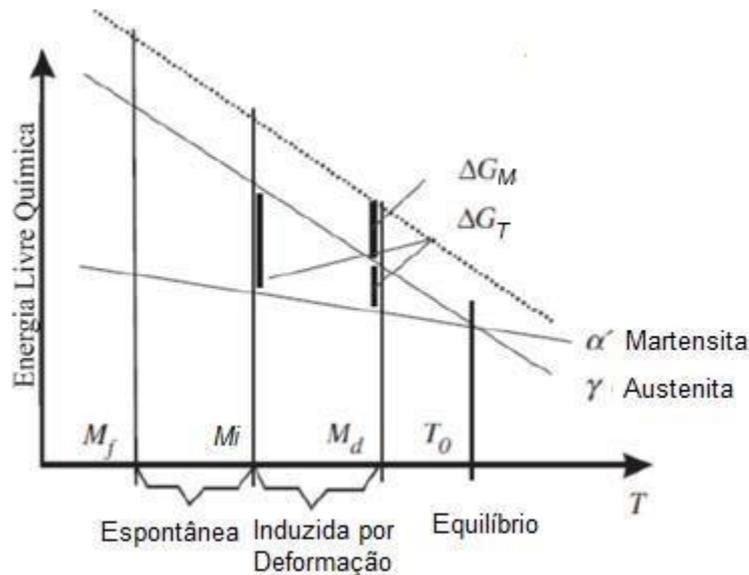
Dentro do grupo de aços inoxidáveis (AI) é possível encontrar famílias em função dos elementos de liga adicionados e, por consequência, da microestrutura obtida à temperatura ambiente. Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) constituem a família de maior relevância, pois aliam excelente resistência à corrosão, boa soldabilidade e boas propriedades mecânicas [2,3].

Esta família de AI possui vasta faixa de composição química que também pode ser dividida em sub-grupos ou séries, sendo as mais importantes denominadas como série 300 (sistema Fe-Cr-Ni) e série 200 (sistema Fe-Cr-Mn-N com baixo teor de níquel). O aço 304, também conhecido como aço inoxidável 18-8 (18 % (p/p) Cr-8 % (p/p) Ni), é o aço mais empregado da série 300, destacando-se das demais devido a sua excelente combinação de propriedades e, conseqüentemente, ampla gama de aplicações [2]. O aço do tipo 304, por exemplo, é aplicado desde em utensílios domésticos até em materiais de construção, peças automotivas e nas indústrias alimentar e química. Apesar de possuírem propriedades incontestáveis, os aços da série 300 apresentam como desvantagem o custo elevado de produção, principalmente, em função da adição de níquel [4].

A série 200, por sua vez, com adições reduzidas de níquel e adição combinada de nitrogênio e manganês como seus substitutos na função de preservar a estrutura austenítica atinge resistência à corrosão similar à da série 300 e propriedades mecânicas mesmo superiores com um custo reduzido. Eles são comumente denominados pelo seu teor de níquel, tal como “4%Ni” referente ao tipo 201 [5-7].

A variante do 304 com teor reduzido de carbono (304L), além de ser menos sensível ao fenômeno de sensitização, tem um comportamento mecânico ligeiramente diferenciado, devido às transformações de fase que podem vir a ocorrer em função da deformação resultante por uma sollicitação mecânica. O mesmo ocorre com a variante do 201 com teor reduzido de carbono e incrementada em nitrogênio (201LN).

Tais AIA são passíveis de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), ou seja, são metaestáveis de forma que a transformação martensítica possa ser induzida por tensão ou deformação, acarretando em uma alta capacidade de encruamento e elevada resistência mecânica, em função da temperatura e das características da sollicitação mecânica [8,9]. A composição química deste tipo de aço é elaborada de modo que a temperatura de início de transformação martensítica,  $M_i$ , esteja em um nível de temperatura sub-zero. No entanto, a estabilidade de uma fase não depende apenas da sua composição química podendo ser influenciada também pelas tensões atuantes naquela fase, pela taxa de deformação aplicada e até mesmo pelo tamanho de grão. Dentre esses fatores, o tamanho de grão austenítico é muito importante uma vez que a redução do seu tamanho aumenta a estabilidade da austenita, retarda a transformação martensítica induzida por deformação e diminui a temperatura  $M_d$ , considerada a temperatura máxima na qual a austenita pode se transformar em alguma fração de martensita induzida por deformação [10]. Assim, um material com composição química que permita que a austenita seja estável à temperatura ambiente pode perder a sua estabilidade se for submetida a um campo de tensão que altera a energia livre química da austenita, embora a da martensita permaneça inalterada, como ilustrado na Figura 1.



**Figura 1.** Gráfico da variação da energia livre e seus componentes térmico e mecânico em função da temperatura (adaptado de [11]).

Observa-se no gráfico da Figura 1 que quando um campo de tensão é aplicado a energia livre química ( $\Delta G_Q$ ) da austenita é incrementada devido à deformação gerada, e a energia livre total ou a força motriz para que a transformação se inicie apresenta um componente mecânico ( $\Delta G_M$ ) além do componente térmico ( $\Delta G_T$ ) já presente na situação sem aplicação de tensão. Este  $\Delta G_M$  contribui para o  $\Delta G_Q$  total fazendo com que a transformação possa começar em temperaturas superiores a  $M_i$  e inferiores a  $M_d$  [12,13]. Assim, tem-se:

- Transformações martensíticas que se iniciam em temperaturas  $< M_i$ : espontâneas;
- Transformações martensíticas que se iniciam no intervalo  $M_i < \text{temperaturas} < M_d$ : induzidas por plasticidade, caracterizando o efeito TRIP;

O efeito TRIP pode ser influenciado por alguns fatores, dentre eles a deformação, a temperatura e a Energia de Falha de Empilhamento (EFE).

A influência da temperatura no efeito TRIP pode ser observado se um corpo de prova for mantido em uma mesma temperatura durante uma solicitação mecânica. No trabalho de IWAMOTO *et al.* realizou-se ensaios de tração e compressão uniaxiais em um AIA 304 em situações isotérmicas em cinco temperaturas entre 128 K e 353 K e avaliou-se a influência da temperatura e do tipo de deformação na transformação martensítica [14].

No ensaio de tração observou-se que a 353 K a fração de martensita formada é praticamente nula, resultando em um endurecimento inferior na curva de tração nesta temperatura e que à medida que a temperatura é decrescida, a fração de martensita formada aumenta e começa a se formar percentuais significativos em níveis de deformação mais baixos. Por consequência da maior fração de martensita, o endurecimento total do corpo de prova é incrementado enquanto o alongamento é reduzido. Em compressão observa-se comportamento semelhante ao de tração, porém as frações de martensita formadas e o endurecimento obtido não foram os mesmos nos dois modos de solicitação mecânica. Reforçando que para além da temperatura, da taxa e quantidade de deformação imposta, o modo de deformação também influencia na formação da martensita formada por efeito TRIP.

A EFE é um parâmetro fortemente dependente da composição química dos materiais e da temperatura, desempenhando um papel fundamental na estabilidade da austenita, nos mecanismos de deformação dominantes e, por consequência, nas

propriedades dos metais CFC [15,16]. No caso dos AIA, os mecanismos de deformação plástica foram extensivamente estudados e observa-se a formação de dois tipos de martensita, martensita  $\epsilon$  de estrutura HC e martensita  $\alpha'$  de estrutura CCC. No entanto, o processo de nucleação de ambas ainda não é totalmente elucidado. SHEN e colaboradores [16] sugeriram que para o AIA 304, por exemplo, dois mecanismos de deformação sejam possíveis:

- Transformação martensítica assistida por tensão:  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ;
- Transformação martensítica assistida por deformação:  $\gamma \rightarrow$  maclagem  $\rightarrow \alpha'$ .

Sendo que uma EFE  $< 18$  mJ/m<sup>2</sup> promoveria uma transformação direta de  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , enquanto uma EFE  $> 18$  mJ/m<sup>2</sup> promoveria uma transformação na sequência  $\gamma \rightarrow$  maclagem  $\rightarrow \alpha'$ . Acredita-se que a origem da fase  $\epsilon$  esteja associada à sobreposição regular de falhas de empilhamento intrínsecas ao material durante os primeiros estágios de deformação (nível de deformação entre 5-10%). Nestes estágios iniciais também acontece a formação de bandas de cisalhamento e maclas mecânicas devido à sobreposição sucessiva das falhas de empilhamento nos planos {111} durante a deformação plástica. Por outro lado, a fase  $\alpha'$  nucleia-se em sítios preferenciais, tais como interseções de bandas de cisalhamento ou interseções entre martensita  $\epsilon$  e um plano de deslizamento, contorno de grão ou macla [15-19].

Uma forma de avaliar o efeito TRIP, em termos da ocorrência da transformação como do progresso da mesma, pode ser realizado via nanoindentação, uma vez que esta técnica permite a obtenção de outras propriedades mecânicas além da dureza clássica.

Este trabalho possui, portanto, interesse de avaliar a evolução da transformação martensítica induzida por deformação proveniente de laminação a frio à temperatura ambiente em dois aços inoxidáveis austeníticos dos tipos 304L e 201LN, em comparação com as respectivas condições como recebida completamente austeníticas, por meio da técnica de nanoindentação conduzida a temperatura ambiente.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais em estudo consistiram em dois aços inoxidáveis austeníticos, na forma de chapas laminadas a quente (denominadas neste trabalho de como recebida – CR) fornecidas pela empresa APERAM South America na condição laminada a quente, sendo:

- 304L com aproximadamente 6,35 mm de espessura;
- 201LN de aproximadamente 5,00 mm de espessura.

A composição química resumida de ambos os materiais, fornecida pela Aperam, está descrita na Tabela 1.

**Tabela 1.** Composição química (% em peso) dos AIA 304L e 201LN em estudo fornecidos pela APERAM South America

Elementos (% em peso)	Aço 304L	Aço 201LN
C	0,0196	0,0300
Mn	1,2617	6,9078
Si	0,4911	0,3088
Cr	18,0363	17,0043
Ni	8,0837	4,0093
Mo	0,1351	0,0188
N	0,0509	0,2000

Os aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN foram laminados à temperatura ambiente com o intuito de investigar o comportamento da transformação martensítica induzida por deformação, em comparação com as respectivas condições como recebidas totalmente austeníticas. Corpos de prova de dimensão aproximada de 10 x 3,8 cm, para cada aço, foram laminados até 8 percentuais de deformação acumulada diferentes com, aproximadamente, 10% de redução de espessura a cada passe, como descrito na Tabela 2.

O processo de laminação foi realizado nas dependências do Laboratório de Tratamento Termomecânico do Instituto Militar de Engenharia (IME) com uso do laminador piloto FENN MFG, modelo D-51719:1973, o qual operou em configuração duo com cilindros de trabalho de diâmetro 133,70 mm.

**Tabela 2.** Descrição das etapas de laminação para os aços 304L e 201LN

Passe de laminação	Número de corpos de prova	Deformação almejada (%)
1	8	10
2	7	10
3	6	10
4	5	10
5	4	10
6	3	10
7	2	10
8	1	10

A nanoindentação foi realizada a temperatura ambiente em amostras de dimensão (10 DL x espessura x 8 DT) mm nas condições como recebida e laminada a frio até o 8º passe de laminação via ultramicrodurômetro instrumentado com indentador Vickers (marca Shimadzu, modelo DUH-211S) instalado no laboratório Multiusuário de Caracterização de Materiais do Instituto de Ciências Exatas (ICEx) da Universidade Federal Fluminense (UFF) em Volta Redonda / RJ.

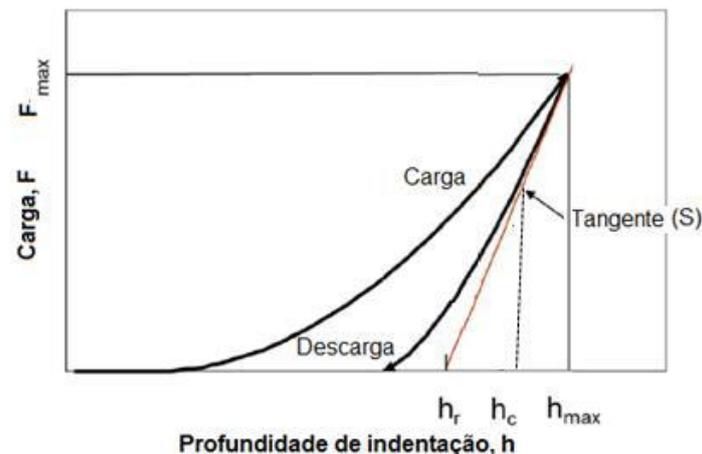
As amostras foram cortadas em máquina de corte de precisão com disco diamantado, velocidade de 250 rpm e peso de 300 gf. De modo a avaliar a homogeneidade estrutural do material ao longo da espessura, a seção associada à espessura, na direção de laminação (DL), de cada amostra foi lixada com lixas de granulometria 400, 600 e 1200 mesh e polidas eletroliticamente com solução composta por álcool etílico PA e ácido perclórico na proporção em volume 4:1, tensão de 25 V e tempo de imersão entre 10 e 15 s.

Avaliou-se os parâmetros do ensaio, na condição carregamento/descarregamento, tais como carga máxima, taxa de carregamento e tempo de permanência na carga máxima com o emprego de 5 indentações em cada amostra ao longo de ¼ de

espessura na seção transversal associada à direção de laminação com cargas máximas de 1 gf, 20 gf, 50 gf e 100 gf.

Com a técnica de nanoindentação é possível estimar, além da dureza, propriedades que podem ser associadas ao módulo de elasticidade, limite de escoamento e ductilidade dos materiais a partir dos tratamentos dos dados extraídos do ensaio.

Na Figura 2 é ilustrado o princípio de funcionamento do ensaio. Uma força eletromagnética é usada para pressionar um indentador (no caso do presente trabalho - Vickers) contra a amostra. A força aumenta a uma taxa constante de 0 até a força pré-setada. A profundidade de indentação é medida automaticamente ao passo que o indentador é pressionado contra a amostra. Isso permite a medição de mudanças dinâmicas que ocorrem na resistência à deformação da amostra durante o processo de indentação e a obtenção de uma vasta variedade de dados. Durante a indentação o ultramicrodurômetro mede a dureza dinâmica e avalia a dureza que corresponde às deformações plástica e elástica. Além disso, se a indentação é grande o suficiente para ser observada com um microscópio, a dureza pode ser calculada usando apenas a deformação plástica, pela medição do comprimento das diagonais da indentação [20,21]. Neste trabalho empregou-se o ensaio do tipo cíclico de carga-descarga com obtenção de curvas similares à apresentada na Figura 2.



**Figura 2.** Curva padrão de ensaio cíclico de carga-descarga obtida pela técnica de nanoindentação (adaptado de [22]).

Os parâmetros mais importantes para os cálculos das propriedades mecânicas podem ser extraídos desta curva: força máxima ( $F_{m\acute{a}x}$ ), profundidade máxima ( $h_{m\acute{a}x}$ ), profundidade de contato ( $h_c$ ) e o ponto de interseção entre a tangente da curva de descarregamento e o eixo referente à profundidade de indentação ( $h_r$ ).

A partir deles é possível calcular uma série de propriedades, das quais abaixo estão descritas aquelas que foram exploradas no presente trabalho.

- Hit (Dureza da indentação): Esta propriedade está associada qualitativamente à tensão limite de escoamento plástico (resistência ao início da deformação plástica) e pode ser calculada de acordo com a Equação 1:

$$\text{Hit} = F_{m\acute{a}x} \times 24,50 \times h_c^2 \quad (1)$$

Onde:

$F_{m\acute{a}x}$  = força máxima;

$h_c$  = profundidade de contato do indentador com a superfície da amostra, a qual pode ser calculada pela Equação 2:

$$h_c = h_{m\acute{a}x} - 0,75(h_{m\acute{a}x} - h_r) \quad (2)$$

- Eit (Módulo da indentação): Avalia a rigidez elástica da região indentada do material e pode ser associado ao módulo de Young do material ensaiado. Seu cálculo se dá a partir da Equação 3:

$$1/E_r = (1 - \nu^2) / E_{it} + (1 - \nu_i^2) / E_i \quad (3)$$

Onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson do material ensaiado,  $\nu_i$  é o coeficiente de Poisson do indentador (0,07),  $E_i$  é o módulo de elasticidade do indentador e  $E_r$  (módulo de elasticidade do conjunto) é calculado a partir da Equação 4:

$$S = dPdh = 2E_r \times (24,5hc^2) \times 0,5\pi \quad (4)$$

Onde:  $S$  é a inclinação da curva durante o descarregamento (região linear).

- HV (Dureza Vickers): Avalia a dureza do material seguindo os procedimentos convencionais. É obtida através da medição das diagonais da indentação, após a completa remoção do indentador, com auxílio de um microscópio óptico que compõe o ultramicrodurômetro. A dureza Vickers é calculada de acordo com a Equação 5:

$$HV = 1,8544P/d^2 \quad (5)$$

Onde:

$P$  = carga utilizada no ensaio e

$d$  = a média das diagonais da indentação.

- DHV-1 e DHV-2 (Durezas dinâmicas - DH): Relacionam a força máxima aplicada à profundidade resultante, onde DH-1 está associada à  $h_{m\acute{a}x}$  e DH-2 à profundidade associada ao perfeito retorno elástico ( $h_r$ ). A letra V é adicionada à sigla da dureza dinâmica quando se utiliza um indentador do tipo Vickers, indicadas nas Equações 6 e 7.

$$DHV-1 = a \times F_{m\acute{a}x} \times (h_{m\acute{a}x})^2 \quad (6)$$

$$DHV-2 = a \times F_{m\acute{a}x} \times (h_r)^2 \quad (7)$$

Onde:

$a$  = constante 3,8584 para um indentador Vickers;

$F_{m\acute{a}x}$  = Força máxima (mN);

$h_{m\acute{a}x}$  = profundidade máxima de indentação ( $\mu\text{m}$ );

$h_r$  = ponto de interseção entre a tangente da curva de descarregamento a partir da  $F_{m\acute{a}x}$  e o eixo referente à profundidade de indentação, conhecido como a profundidade de indentação associada a um retorno elástico perfeito.

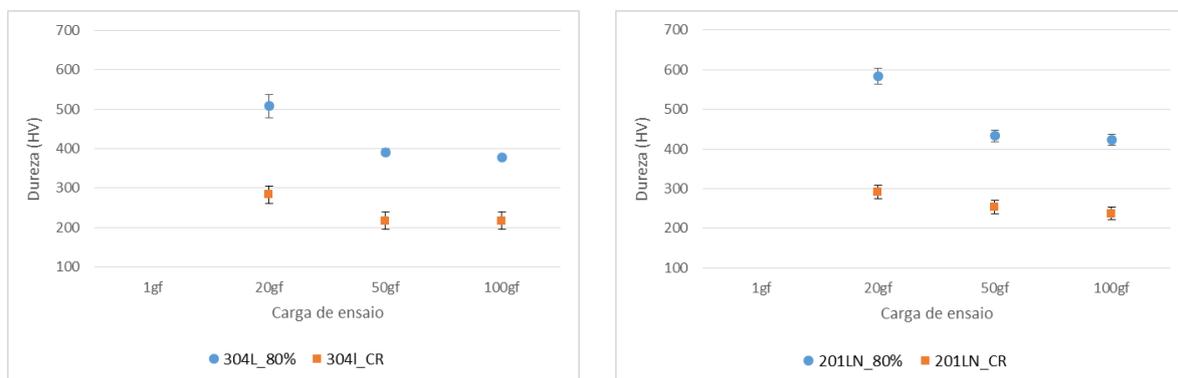
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados da dureza HV clássica e demais propriedades mecânicas obtidos via nanoindentação foram sintetizados nas Figuras 3 e 4.

Observou-se, de uma maneira geral, variação quantitativa dos resultados em função das cargas empregadas, o que pode ser devido à geração de processos de transformação martensítica nos materiais durante o ensaio, seja da formação de martensita a partir de material como recebido completamente austenítico bem como do possível progresso da transformação a partir de uma estrutura pré-existente de martensita formada e austenita encruada que se desenvolveram durante o processo prévio de laminação a frio. No entanto, do ponto de vista qualitativo é possível observar que as propriedades mecânicas apresentam o mesmo comportamento nos

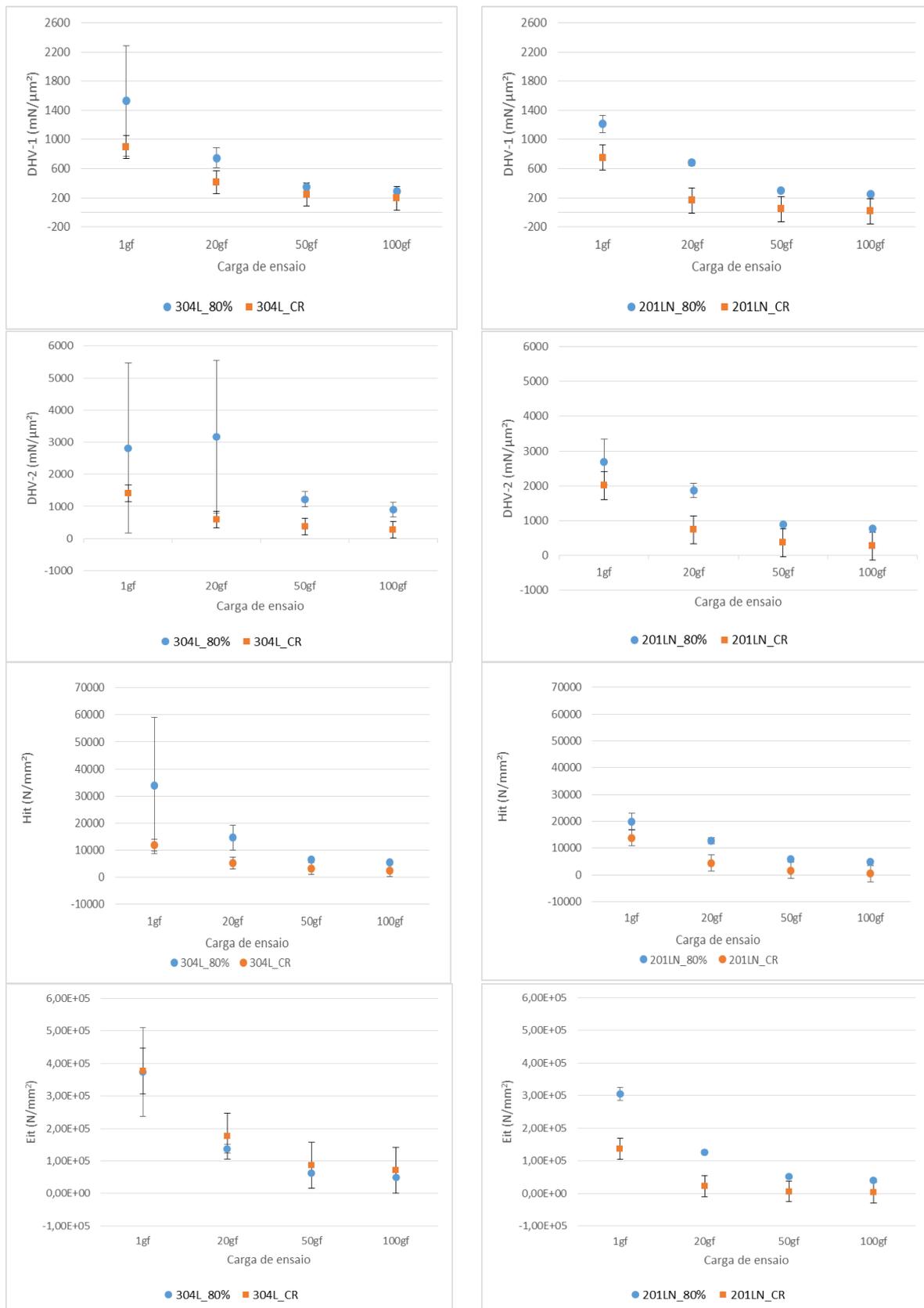
dois materiais independente da carga empregada: decréscimo das propriedades com o aumento da carga. O erro experimental calculado foi mais significativo para a carga de 1 gf, indicando que a transformação martensítica foi induzida de forma distinta ao longo do material.

A propriedade mecânica de dureza Vickers clássica (HV), Figura 3, medida após a remoção do indentador ao término de cada ensaio de nanoindentação indicou que o material 201LN é mais duro que o 304L. Não foi possível medir as diagonais das indentações para a carga de 1 gf, pois as medidas são feitas com aumento de 500 x (ocular 10x e objetiva de 50x) e nenhuma marca de indentação era visível. Tendo como base este aumento infere-se que as medidas de nanoindentação realizadas com esta carga foram muito influenciadas por grãos individuais enquanto as medidas com cargas superiores a 20 gf abrangeram uma população maior de grãos, o que afetou sensivelmente a resposta de resistência mecânica do material.



**Figura 3.** Valores da dureza HV clássica medida após o término de cada ensaio de nanoindentação.

A dureza dinâmica elasto-plástica (DHV-1) relaciona-se de forma inversa com a profundidade máxima de indentação na aplicação da carga máxima, ou seja, quanto maior a resistência à indentação (menor profundidade) maior sua dureza DHV-1. Assim, esperava-se que os valores desta propriedade fossem mais significativos para o aço 201LN, o que não foi confirmado nos resultados obtidos. Novamente, a magnitude dos resultados com a carga de 1 gf, assim como o erro experimental, são substancialmente superiores aos encontrados com as outras cargas para ambos os aços, e os valores do aço 304L são ligeiramente maiores. Este resultado pode ser explicado pela maior propensão à formação de martensita induzida por deformação nestes aços graças à sua composição química (menores quantidades de Mn e N, principalmente).



**Figura 4.** Propriedades mecânicas extraídas com base nos dados da curva de nanoindentação.

Os valores de DHV-2 se mostraram substancialmente maiores que os de DHV-1 (Figura 4) com o emprego das cargas menores (1 gf e 20 gf). No entanto, a dureza DHV-2 (dureza dinâmica plástica) é inversamente proporcional ao quadrado da

profundidade de indentação com retorno elástico perfeito ( $h_r$ ) resultante da remoção completa da carga – a qual é menor que a profundidade máxima ( $h_{máx}$ ). Enquanto a dureza HV é inversamente proporcional ao quadrado da medida das diagonais ( $d$ ) de indentação. As três durezas em questão são calculadas a partir da mesma carga máxima, mas o menor valor de  $h_r$  é responsável por incrementar sensivelmente o valor de DHV-2. Por outro lado, as dimensões associadas às profundidades de indentação ( $h_{máx}$  e  $h_r$ ) são muito menores do que das diagonais da impressão da indentação ( $d$ ) deixada na superfície da amostra após a completa remoção do indentador. Com isto, os valores de HV serão inferiores que os demais para um mesmo ensaio realizado.

Assim, é claro que com a adoção de valores de carga máxima inferiores os valores das três durezas (DHV-1, DHV-2 e HV) incrementaram com o decréscimo da carga máxima pelo fato dos respectivos valores de  $h_{máx}$ ,  $h_r$  e  $d$  serem menores. O aumento nestes valores será mais significativo a partir do momento que os valores de  $h_{máx}$ ,  $h_r$  e  $d$  forem menor que 1 unidade de micrometro, devido ao fato de que o quadrado de um número menor que 1 ser menor que este número.

Ao analisar a propriedade de Hit (Figura 4) verifica-se, como esperado, que os valores encontrados para o aço 201LN foram superiores aos do aço 304L, melhor evidenciado com cargas menores (20 gf e 1 gf). Esta propriedade, denominada dureza de indentação, indica a resposta do material ao início da deformação plástica na etapa de carregamento do ensaio – de forma qualitativa a propriedade de limite de escoamento – de modo que o resultado obtido foi coerente, com base em dados da literatura em termos da magnitude do limite de escoamento dos 2 aços [4].

O módulo de indentação (Eit – Figura 4) apresentado se mostrou similar para os dois materiais quando as cargas de 50 gf e 100 gf foram empregadas, embora seja levemente superior para o aço 201LN. Esta característica pode ser explicada pelo fato do Eit ser influenciado pela dureza do material, além da inclinação da região linear da curva de descarregamento, uma vez que leva em consideração a profundidade de contato da indentação ( $h_c$ ) e área de projeção de indentação ( $A_p$ ) obtida. Do ponto de vista microestrutural este resultado é coerente uma vez que ambos aços apresentam a mesma microestrutura austenítica, mas que irá resultar em distinta rigidez elástica devida à energia de ligação entre os átomos da estrutura CFC que compõe cada um dos aços (com uma solução sólida em função da composição química), para além do misto de fases e densidade discordâncias nas amostras resultantes da laminação.

Para uma compreensão mais profunda do processo de transformação martensítica nestes aços será necessário a combinação de outras técnicas de caracterização, tais como MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) e MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão). O emprego das cargas distintas forneceu alguns indícios sobre o início da transformação de fase adifusional em função da condição estrutural avaliada, mas não a completa identificação. Percebe-se que para as cargas mais baixas (1 e 20 gf) há uma diferença mais significativa entre os valores das propriedades mecânicas das amostras CR e 80% em uma mesma carga, sugerindo o início da transformação martensítica. Uma explicação estaria associada à proximidade deste nível de tensão ao limite de escoamento do material enquanto um nível superior estaria mais próximo ao limite de resistência. Além disso, como os materiais na condição como recebida apresentam um limite de escoamento inferior que os materiais deformados até 80% uma tensão menor seria necessária para induzir a formação de martensita, como apresentado na Figura 4.

Como andamento dos estudos com este enfoque pretende-se realizar a caracterização microestrutural das amostras na seção analisada, associada a direção de laminação, via análise no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). Além disso,

posteriormente pretende-se realizar indentações com distintas cargas em regiões selecionadas das amostras em estudo a fim de verificar se é possível observar modificações estruturais nas regiões deformadas ao redor das indentações. Este estudo permitirá melhor entender alguns comportamentos em função das possíveis mudanças de fase e condição estrutural da fase mãe em função da indentação em regiões associadas a um grão até uma população significativa deles.

#### 4 CONCLUSÃO

- O processamento de laminação a temperatura ambiente foi capaz de incrementar as propriedades mecânicas no que diz respeito a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN;
- O uso da carga de 1 gf aparentou ser muito influenciado por grãos individuais, implicando em uma dispersão considerável dos resultados;
- Os resultados das propriedades mecânicas apresentaram a tendência de decréscimo com o aumento da carga utilizada e estabilização com as cargas de 50 gf e 100 gf;
- De um modo geral, a técnica de nanoindentação se mostrou eficiente em mensurar as propriedades mecânicas estudadas nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN, porém técnicas complementares são necessárias para entendimento completo do processo de transformação martensítica.

#### Agradecimentos

C.S.S. e R.S.T agradecem as bolsas de mestrado oriundas da CAPES e do CNPq, respectivamente, no âmbito do mestrado no PGCM/IME. C.O.S. e A.M.B.C as bolsas de doutorado oriundas do CNPQ e CAPES, respectivamente. J.M.A agradece a bolsa de doutorado FAPERJ (bolsa Aluno Nota 10). A.S.P. agradece a bolsa de produtividade à pesquisa (PQ-2) do CNPq (Processo 307798/2015-1). Os autores agradecem ao IME pelos recursos para preparação e caracterização microestrutural e ao Laboratório de Caracterização de Materiais Multiusuários no Instituto de Ciências Exatas (ICEx) da UFF pela disponibilização de uso do ultramicrodurômetro instrumentado.

#### REFERÊNCIAS

- 1 Lo KH, Shek CH, Lai JKL. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering*. 2009; R65: 39-104.
- 2 McGuire MF. *Stainless Steels for Design Engineers*. Ohio: ASM International; 2008
- 3 Okayasu M, Fukui H, Ohfuji H, Shiraishi T. Strain-induced martensite formation in austenitic stainless steel. *J Mater Sci*. 2013;48: 6157-6166.
- 4 Oshima T, Habara Y, Kuroda K. Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels. *ISIJ International*. 2007;12, 359-36.
- 5 ISSF. New 200-series steels: An opportunity or a threat to the image of stainless steel. ISSF paper. 2005 [acesso em 10 de mar.2016]; 1-14. Disponível em: [http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSFNew200seriessteelsAnopportunityorathreat\\_EN.pdf](http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSFNew200seriessteelsAnopportunityorathreat_EN.pdf).
- 6 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.

- 7 Chuaiphan W, 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.
- 8 Shin HC, Ha TK, Chang W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Materialia*. 2001: 823-829.
- 9 Shirdel M, Mirzadeh H, Parsa MH. Nano/ultrafine grained austenitic stainless steel through the formation and reversion of deformation-induced martensite: Mechanisms, microstructures, mechanical properties and TRIP effect. *Materials Characterization*. 2015;103: 150-161, 2015
- 10 Jung YS, Lee Y, Matlock DK, Mataya MC. Effect of grain size on strain-induced martensitic transformation start temperature in an ultrafine grained metastable austenitic steel. *Metals and Materials Internationals*. 2011;17: 553-556.
- 11 Andrade-Campos A, Teixeira-Dias F, Krupp U, Barlat F, Rauchs EF, Gracio JJ. Effect of Strain Rate, Adiabatic Heating and Phase Transformation Phenomena on the Mechanical Behaviour of Stainless Steel. *Strain*. 2010;46: 283-297.
- 12 Wayman CM e Badeshia HKDH. *Physical Metallurgy of Steel*, 4ª ed. North Holland: North Holland;1996.
- 13 Otsuka K e Wayman CM. *Shape Memory Materials*, Cambridge: Cambridge University Press, 1998.
- 14 Iwamoto T, Tsuda T, Tomita Y. Investigation of deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1998;40: 173.
- 15 Talonen J e Hanninen H. Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*. 2007; 55: 6108-6118.
- 16 Shen YF, Li XX, Sun X, Wang YD, Zuo L. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering*. 2012;555: 514-522.
- 17 Kumar BR, Singh AK, Mahata B, Bandyopadhyay NR, Bhattacharya DK. Deformation-induced transformation textures in metastable austenitic stainless steel. *Materials Science & Engineering A*. 2006;429: 205-211.
- 18 Hedayati A, Najafizadeh A, Kermanpur A, Forouzan F. The effect of cold rolling regime on microstructure and mechanical properties of AISI 304L stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010;210: 1017-1022.
- 19 Ghosh SK, Mallick P, Chattopadhyay PP. Effect of reversion of strain induced martensite on microstructure and mechanical properties in an austenitic stainless steel. *Journal of Material Science*. 2011;46: 3480-3487.
- 20 SHIMADZU Instruction Manuals. SHIMADZU Dynamic Ultra-micro Hardness Tester, DUH-211/ DUH-211S Instruction Manual. 2009.
- 21 Nair R, Taylor M, Binder B. Measuring hardness and more through nanoindentation. Helmut Fischer GmbH. 2006 [acesso em 02 fev. 2017]; 1-12. Disponível em: [http://csmres.co.uk/cs.public.upd/article-downloads/Measuring-Hardness-and-More-through-Nanoindentation--Rahul-Nair-\(2\)-docx.pdf/](http://csmres.co.uk/cs.public.upd/article-downloads/Measuring-Hardness-and-More-through-Nanoindentation--Rahul-Nair-(2)-docx.pdf/).
- 22 Sattler, KD. *Handbook of Nanophysics*. Boca Raton:Taylor and Francis Group; 2010.