

EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DURANTE A DEFORMAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS 304L E 201LN INVESTIGADA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X COM RADIAÇÃO DE SÍNCROTRON *

Yuri Mikael Dos Santos Alves¹

Marcelly Quintão Oliveira²

Carolline Serafim da Silva³

Thiago Henrique Fernandes Dias Ferrão⁴

Patrícia Freitas Rodrigues⁵

Andersan dos Santos Paula⁶

Resumo

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem uma das famílias de aços de maior relevância, pois aliam resistência à corrosão, boa soldabilidade e boas propriedades mecânicas. Sendo assim o presente trabalho tem como objetivo entender a evolução microestrutural (transformação de fase) de aços da série 200 e 300, particularmente o 201LN e o 304L, que são susceptíveis a plasticidade induzida por transformação (efeito TRIP) e que foram submetidos a uma deformação por compressão uniaxial, analisando sua estrutura final, em comparação a laminação a frio. Foi verificado que a técnica de difração de Raio X combinada com a microscopia eletrônica de varredura é adequada para verificar a ocorrência da transformação martensítica nos aços em estudo, no qual as micrografias antes da deformação da amostra apresentaram morfologia de uma estrutura totalmente austenita e após a deformação notou-se a presença de agulhas de martensita em ambas as amostras. Nos difratogramas obtidos pela técnica de difração de Raio X das amostras antes da deformação tiveram apenas os picos característicos da austenita e após a deformação notou-se a presença de picos característicos da martensita α' para os aços 304L e 201LN, confirmando assim uma transformação de fase mais significativa no aço 304L e durante a compressão uniaxial do que na laminação a frio.

Palavras-chave: Radiação de Síncrotron, Aço Inoxidável Austenítico, Efeito TRIP, Martensita.

STRUCTURAL EVOLUTION DURING THE DEFORMATION OF 304L AND 201LN AUSTENITIC STAINLESS STEELS INVESTIGATED BY X-RAY DIFFRACTION WITH SYNCHROTRON RADIATION

Abstract

Austenitic stainless steels are one of the most relevant steels because they combine corrosion resistance, good weldability and good mechanical properties. Thus, the present work aims to understand the steels microstructural evolution (phase transformation) of the 200 and 300 series steels, 201LN and 304L particularly, that are susceptible to transformation induced plasticity (TRIP effect) and that were submitted to an uniaxial compression deformation, analyzing its final structure, in comparison to cold rolling. It was verified that the technique of X-ray diffraction combined with the scanning electron microscopy is adequate to verify the occurrence of the martensitic transformation in the steels in study, in which the micrographs before of the sample deformation presented a totally austenite structure and after the deformation noticed the presence of martensite needles in both samples. In the diffractograms obtained by the X-ray diffraction technique of the samples before the deformation had only the characteristic peaks of the austenite and after the deformation the presence of characteristic peaks of the martensite α' in the 304L and 201LN steels was observed, thus confirming that there was more significantly martensitic transformation on the 304L steel and during uniaxial compression than cold rolling.

Keywords: Synchrotron Radiation, Austenitic Stainless Steel, TRIP effect, Martensite.

¹ Eng de Materiais, M.Sc., Mestrando do Programa de Pós-graduação em Ciência dos Materiais (PPGCM), Seção de Engenharia de Materiais (SE/8), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² Eng^a. Química, M.Sc., Doutoranda do PPGCM, SE/8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

³ Eng^a. Metalurgista, M.Sc., Analista da Garantia da Qualidade Jr., Galvasud, Porto Real, RJ, Brasil.

⁴ Eng de Materiais, M.Sc., Doutorando do PPGCM, SE/8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁵ Bacharel em Química Industrial, M.Sc., D.Sc., Pós-Doutoranda do PPGCM, SE/8, IME, RJ, RJ, Brasil.

⁶ Eng. Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Associada da Graduação em Engenharia de Materiais e do PPGCM, SE/8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

A palavra "aço" significa que o ferro constitui a maior parte do material, enquanto o uso do adjetivo "inoxidável" implica ausência de manchas, ferrugem ou corrosão em ambientes onde "normalmente" os aços são suscetíveis. De modo a conferir "aço inoxidável" aos aços, o cromo deve ser adicionado a pelo menos cerca de 11% em peso, para que um óxido de cromo aderente e auto-reparável pode se formar na superfície do aço em ambientes relativamente benignos [1].

Enquanto o sistema Fe-Cr constitui a base dos modernos aços inoxidáveis, além do Cr, também contêm uma série de outros elementos de liga, cuja presença aumenta as propriedades específicas. Por exemplo, o Mo é adicionado para aumentar a resistência contra *pitting* e Ni para estabilização da austenita [2].

Existem três tipos principais de microestruturas em aços inoxidáveis, são eles os ferríticos, austeníticos e martensíticos. Estas microestruturas podem ser obtidas ajustando apropriadamente a composição química do aço. Dentre essas três microestruturas principais, os aços inoxidáveis podem ser categorizados em várias classes principais. Sendo eles (1) aços inoxidáveis ferríticos, (2) aços inoxidáveis austeníticos, (3) aços inoxidáveis martensíticos, (4) aços inoxidáveis duplex, (5) aços inoxidáveis de endurecimento por precipitação e (6) aços inoxidáveis austeníticos Mn-N substituídos, na qual possuem propriedades distintas [3].

Os aços inoxidáveis austeníticos constituem a família de maior relevância, pois aliam resistência à corrosão, boa soldabilidade e boas propriedades mecânicas. Esta família de aços inoxidáveis 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) [4].

O aço 304L, 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, porém seu custo é elevado 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, mas com um custo reduzido. Eles são comumente denominados pelo seu teor de níquel, tal como "4%Ni" referente ao tipo 201 [5].

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 solicitação mecânica. O mesmo ocorre com a variante do 201 com teor reduzido de carbono e incrementada em nitrogênio (201LN) [6].

Esse aço são passíveis de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), que pode ser definido como um aumento da plasticidade durante a mudança de fase da austenita em martensita, no qual os mesmo são metaestáveis, de forma que a transformação martensítica possa ser induzida por tensão externa, acarretando em um aumento significativo da resistência mecânica, em função da temperatura e das características dessa solicitação mecânica [7].

O carregamento imposto juntamente com as tensões internas geometricamente necessárias para acomodar as transformações conduzem a uma deformação

irreversível em que a transformação da austenita é tida durante a deformação plástica como o principal mecanismo promovedor do aumento da ductilidade [7]. A composição química destes tipos 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. 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 [8].

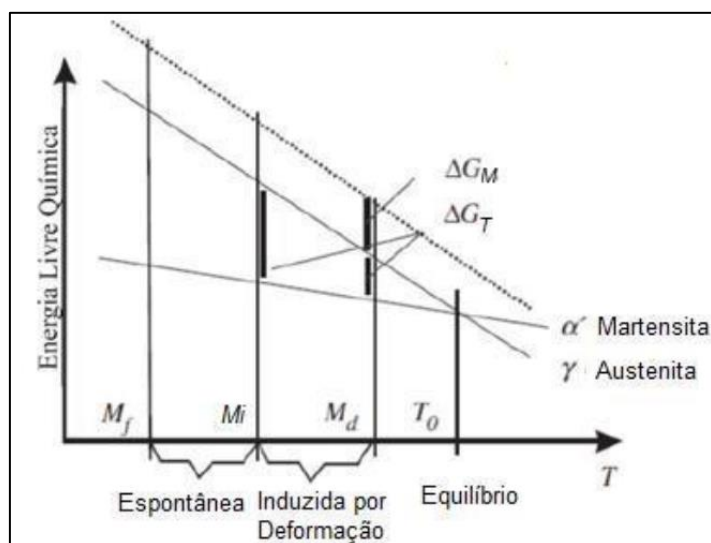


Figura 1: Gráfico da variação da energia livre e seus componentes térmico e mecânico em função da temperatura (adaptado de [8]).

Observa-se no gráfico da Figura 1 que quando um campo de tensão é aplicado a energia livre química (ΔG_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 (ΔG_M) além do componente térmico (ΔG_T) já presente na situação sem aplicação de tensão. Este ΔG_M contribui para o ΔG_Q total fazendo com que a transformação possa começar em temperaturas superiores a M_i e inferiores a M_d [9]. 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;

A evolução microestrutural que ocorre durante a deformação dos aços que são suscetíveis ao efeito TRIP é bastante importante para definir algumas propriedades do material em estudo, como por exemplo sua ductilidade e tenacidade. Uma técnica que é utilizada para observar esse tipo de evolução microestrutural é a difração de Raios X (DRX).

Assim, esse trabalho tem como objetivo observar as características estruturais do ensaio de compressão em temperatura ambiente resultante do experimento in situ em um simulador Gleeble instalada na linha de difração de Raios X do Laboratório de Nacional de Luz Síncrotron (LNLS), em Campinas, SP, Brasil. Como também comparar os resultados de análises de DRX de ambos aços laminados a frio com deformação equivalente aquela praticada no simulador Gleeble.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Os materiais em estudo consistiram em dois aços inoxidáveis austeníticos, na forma de chapas laminadas a quente e recozidas a 1050 °C (denominadas neste trabalho de como recebida) 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

2.2. Métodos

Para este trabalho foram realizados ensaios de difração de raio-x e simulação termomecânica na linha XRD1, LNLS – CNEMP, Campinas, SP, Brasil.

2.2.1. Difração de radiação Síncroton

As medidas de difração a partir de radiação de luz síncroton foram realizados durante o ciclo termomecânico, em que padrão foi coletado a temperatura ambiente. Um detector linear (Mythen-1K) foi usado para aquisição dos dados. A energia do feixe incidente usado foi 8 keV, com comprimento de onda utilizado de $\lambda = 1,0332 \text{ \AA}$, no qual foi feita uma conversão para a radiação $\text{CuK}\alpha$ tornando então possível uma comparação desses difratogramas com resultados de DRX de amostras laminadas em deformação equivalente via laminação a frio nestes aços, resultante de trabalho de dissertação de mestrado conduzido anteriormente no IME [10]. Os dados foram tratados utilizando o programa HighScore (PANalytical) e a identificação dos picos foi baseada no banco de dados ICDD.

O teste de compressão uniaxial foi realizado com atmosfera de gás inerte argônio (10^{-2} mbar) e a deformação através de simulador termomecânico (Gleeble® 350) acoplado a fonte de radiação síncroton, que nos permite observar a evolução estrutural durante a deformação imposta. O ensaio mecânico realizado foi controlado pelo movimento simétrico das garras como mostrado na Figura 2. O controle de força foi realizado usando uma célula de carga e foi colado um termopar na face inversa da face de coleta de Raio-X para evitar possíveis interferências.

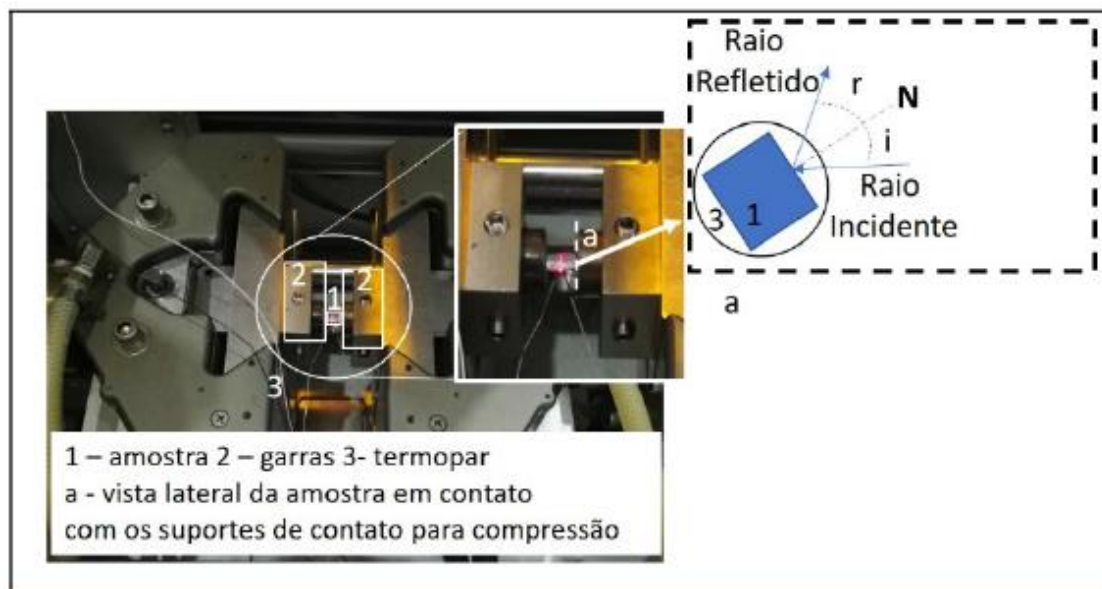


Figura 2. Esquema de posicionamento da amostra no simulador Gleeble e incidência do raio na amostra [10].

2.1.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

Para confirmar a presença das agulhas de martensita na amostra após a deformação, foi realizada uma análise microestrutural via MEV nas condições como recebido e após a deformação por compressão. A preparação das amostras para ensaio consistiu em corte em uma máquina de corte Discotom com disco abrasivo de carbeto de silício com lubrificação seguido de lixamento mecânico em lixas de granulometrias de 400, 600, 800, 1000, 1200 e 2500 mesh e polimento eletrolítico em solução com proporção em volume (4:1) de álcool etílico PA e ácido perclórico, tensão de 18 V e tempo de imersão entre 10 e 15 s.

As imagens foram obtidas com auxílio do Microscópio Eletrônico de Varredura modelo QUANTA 250 FEG - FEI, instalado no Laboratório de Microscopia Eletrônica do IME. Os parâmetros utilizados foram: tensão de aceleração de 25 KV, abertura 5, *spot size* de 5,0 e distância de trabalho de 10,0 mm.

2.1.3 Difração de Raios X convencional

Amostras de dimensão (25 mm DL x espessura x 25 mm DT) na condição como recebida e laminadas a frio, foram analisadas qualitativamente pela técnica de difração de raios-X (DRX) convencional e em seguida comparadas

A preparação das amostras para ensaio consistiu em corte em uma máquina de corte discotom com disco abrasivo de carbeto de silício com lubrificação seguido de lixamento mecânico em lixas de granulometrias de 400, 600 e 1200 mesh e polimento eletrolítico em solução com proporção em volume (4:1) de álcool etílico PA e ácido perclórico, tensão de 25 V e tempo de imersão entre 15 e 30 s. De modo a remover a camada de óxido gerada pelo recozimento, as amostras recozidas foram decapadas antes de preparação metalográfica em solução composta por ácido clorídrico, ácido nítrico e água destilada com proporção 1:1:1 em volume à temperatura ambiente por, aproximadamente, 2 minutos.

O ensaio de DRX foi realizado no laboratório de Difração de Raios-X do IME em um difratômetro de Raios X, modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical com o software Data Collector – Absolute Scan utilizando a configuração foco linha e os seguintes parâmetros de ensaio: ângulos iniciais e finais de 40 e 130°, respectivamente, para o ângulo de 2 θ acoplado de $\theta/2\theta$, passo de 0,0390° e tempo por passo de 144 s. A ótica incidente consistiu em máscara 10 mm, tubo de cobalto (Co K α = 1,789 Å), filtro de ferro, voltagem e corrente de 40 kV e 45 mA, respectivamente.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

As amostras como recebidas apresentaram as seguintes micrografias, na figura 3 (a) para o aço 304L e a figura 3 (b) para o aço 201LN, verifica-se que em ambos os casos os mesmos possuem microestrutura de matriz austenítica com presença de maclas de recozimento sem a observação de presença de martensita.

Na Figura 3c é apresentado o difratograma de DRX para amostra no estado como recebido do aço inoxidável austenítico 304L e na figura 3 (d) para o aço 201LN no mesmo estado, notamos que para os dois materiais todos os picos que foram encontrados pertencem a fase austenítica (γ), o que corrobora com a microestrutura observada. Assim, os resultados apresentam que o material de partida que é 100% austenítico.

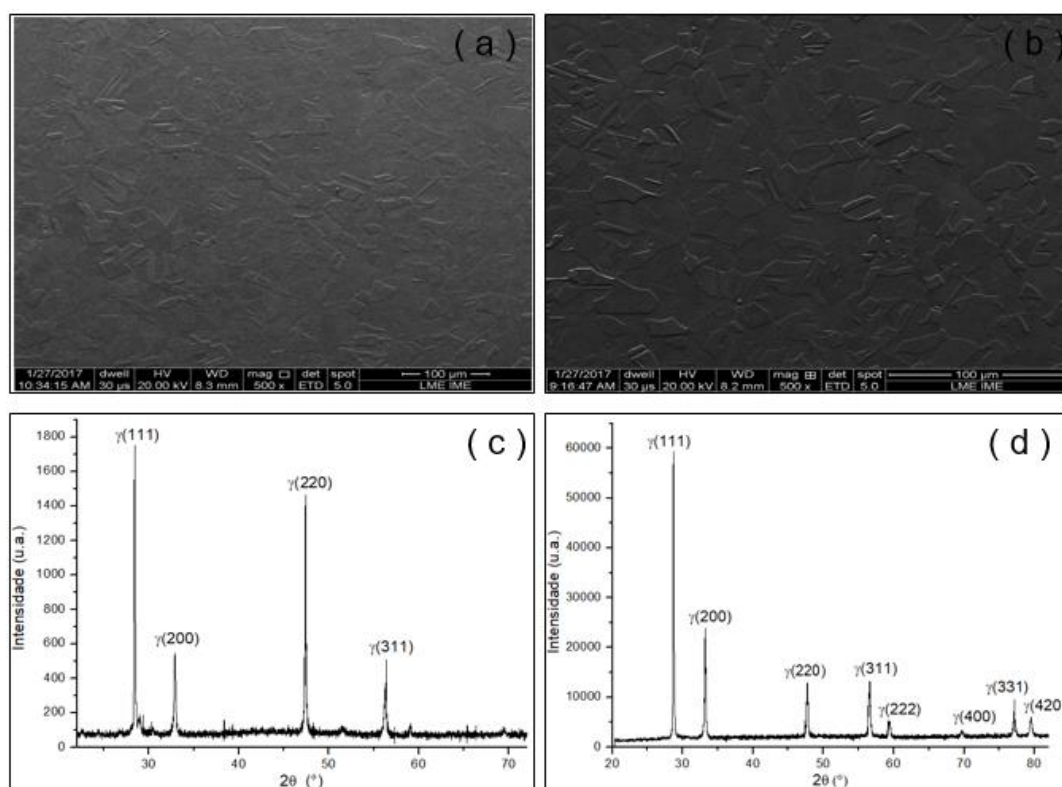


Figura 3: (a,b) Micrografias, obtidas via MEV, e (c,d) difratogramas dos aços (a,c) 304L e (b,d) 201LN na condição como recebida, destacando a presença da fase austenita (γ).

Durante o processo de deformação foi possível construir um gráfico para ambos os aços, que correlaciona carga aplicada na amostra, temperatura em determinada carga ao longo do tempo de progresso da deformação resultante. Com isso foi possível identificar 4 estágios presentes. Por meio dos gráficos de carga x tempo x temperatura verificou-se variações na carga conjugada a mudança no incremento de

temperatura durante a deformação dos corpos de prova de ambos os aços que definem os dois primeiros estágios. Posteriormente com estabelecimento da carga máxima e cessar da deformação, observou-se a continuidade do incremento da temperatura dos corpos de prova até um máximo, na região de carga máxima, seguido do decréscimo até o término do ensaio.

Na Figura 11a é apresentado o gráfico de carga x temperatura x tempo para amostra do aço 304L. Pode-se observar 4 estágios presentes no gráfico, o primeiro é que o incremento da força se dar em função do tempo com o progresso da deformação, no qual por volta de 230-245 s tem-se um acréscimo significativo, saindo de próximo de zero para cerca de -18 kN, nesse estágio tem-se um incremento menos significativo da temperatura de 24,2 °C para cerca de 24,8 °C, oriundo da deformação mecânica do material. No segundo estágio, por volta de 300 s até 420 s, tem-se o acréscimo da carga até a máxima compressão que é por volta de (-45 kN), nessa etapa ocorre um acréscimo de temperatura significativo de 24,8 °C para 26,5 °C, que pode ser explicado pela junção de uma deformação mecânica mais acentuada com uma possível transformação martensítica, exotérmica, que foi induzida pela deformação. No terceiro estágio por volta de 430-570 s, a carga se torna constante em (-45 kN) e nota-se após o estabelecimento de um valor máximo uma redução na temperatura para 25 °C, isso se dar pela transferência de calor do corpo de prova (quente) para o ferramental da máquina (frio). O último estágio é apenas a retirada da carga.

Na Figura 11b é mostrado um gráfico similar para a amostra do aço 201LN, que assim como o 304L, nota-se a presença dos quatro estágios. A tensão máxima de compressão que o material foi submetido também é de cerca de (-45 kN) quando cessada a deformação, porém a variação de temperatura presente é um pouco menos acentuada que é de 25,5 °C para 27,5 °C, que é cerca de 2 °C mesmo resultando uma deformação maior conforme é mostrado na tabela 2. Isso pode ser explicado por uma possível menor fração de fase formada associada a transformação de fase martensítica nesse tipo de aço, devido sua composição química que favorece mais significativamente o encruamento.

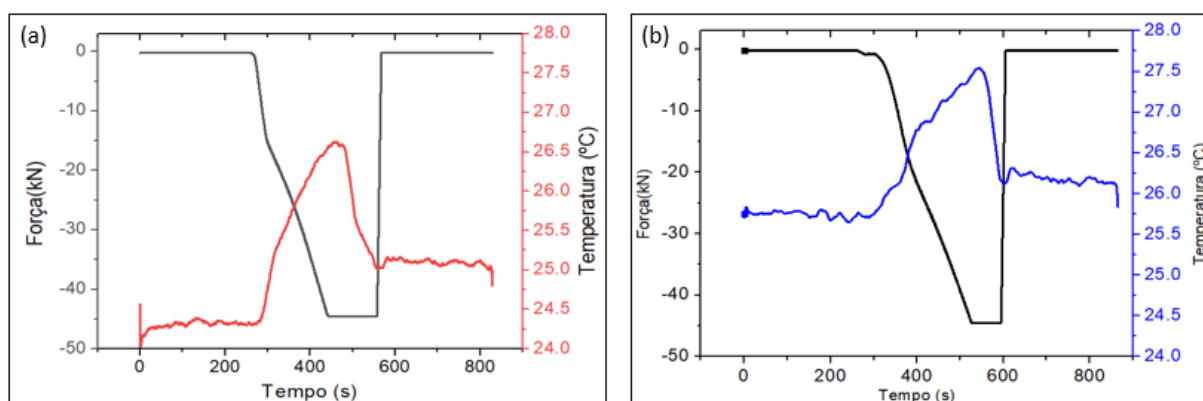


Figura 4: Gráfico de carga x temperatura x tempo para amostra dos aços **(a)** 304L e **(b)** 201LN, resultante da simulação física na Gleeble.

Nas micrografias obtidas após a deformação dos aços imposta pelo simulador Gleeble, observa-se a presença de agulhas de martensita, no qual pode ser observada na figura 5. Quando comparados os dois aços, nota-se um aparecimento de agulhas de martensita com distribuição heterogênea no aço 201LN, conforme destacado na Figura 5c no detalhe da Figura 5d. Porém para trabalhos futuros será feita a quantificação de fases a fim mensurar a fração de martensita formada em cada aço deformado em compressão uniaxial.

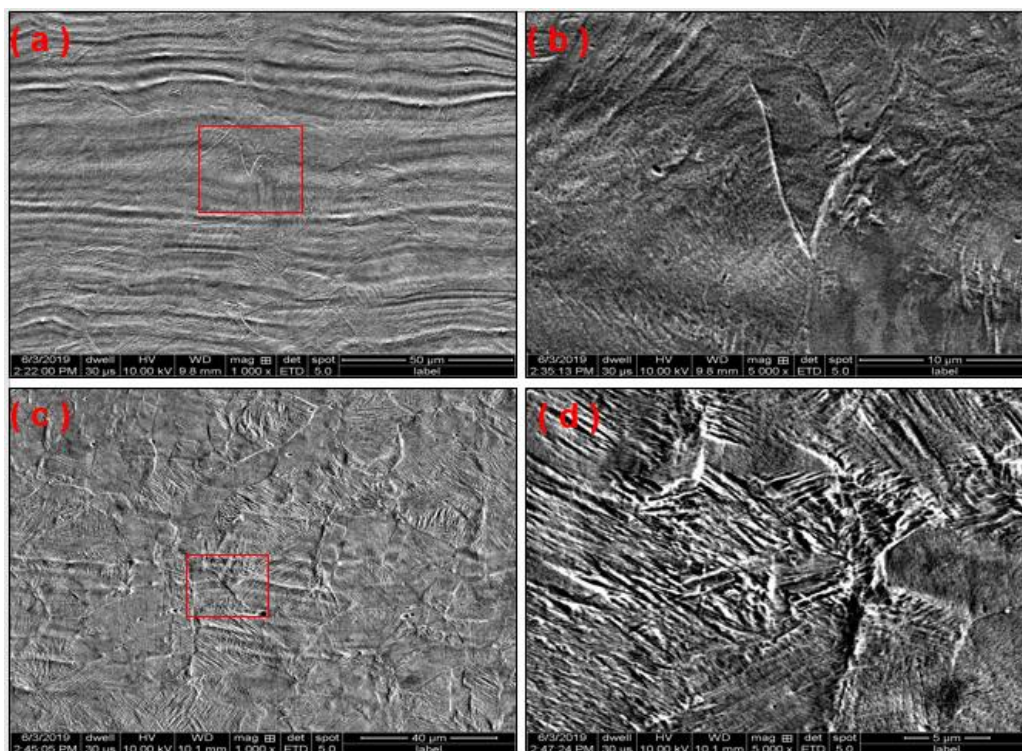


Figura 5: Aspecto microestrutural após deformação na Gleeble: (a) Micrografia do aço 304L aumento 1000X e seu detalhe em **(b)** aumento 5000X. **(c)** Micrografia do aço 201LN aumento 1000X e seu detalhe em **(d)** aumento 5000X.

Na Figura 6 (a) são apresentados os difratogramas de DRX para amostra do aço inoxidável austenítico 304L e na figura 6 (b) para o aço 201LN, após sofrerem a deformação devido a compressão imposta pelo simulador Gleeble, em ambos os casos ocorreu a presença dos picos característicos da fase martensítica (α') e da austenita (γ). No aço inoxidável austenítico 201LN após sofrer a deformação devido a compressão imposta pelo simulador Gleeble, foi observado que o difratograma não ficou com seus picos bem definidos (Figura 6 (b)), esse comportamento pode ter ocorrido devido uma amorfização da amostra, assim como um pequeno abaloamento na superfície de incidência dos raios X, nesse caso foram traçadas linhas verticais que correspondem aos picos da austenita (vermelho) e da martensita (azul). Nota-se que possivelmente ocorreu uma sobreposição dos picos que correspondem aos planos (110) da martensita (α') e (111) da austenita (γ).

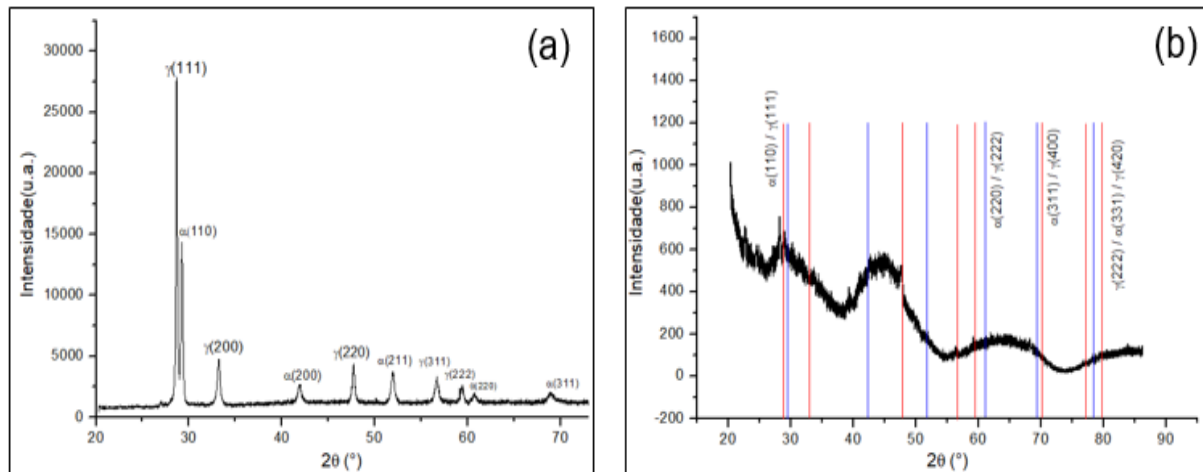


Figura 6: Difratograma da amostra após a deformação na Gleeble do (a) aço 304L e (b) aço 201 LN, em ambos contém a presença das fases austenita (γ) e martensita (α).

Na intenção de comparar os resultados de difração de Raios X obtida com o simulador Gleeble com os dos difratogramas convencionais, foi analisado a percentagem de deformação compressiva imposta pela Gleeble de ambas as amostras que são mostrados na Tabela 2 e em seguida foi feita a comparação com difratogramas de trabalho anterior [11], que sofreu uma percentagem de deformação bem próxima via laminação a temperatura ambiente e que apresentou os picos difração mostrados na figura 11, confirmando assim a presença da austenita e da martensita (α') também na laminação.

Nota-se que o modo de deformação plana atuante na laminação no aço 304L (figura 10a) não resultou em picos em menor quantidade e intensidade relacionados a fase martensítica, assim como um alargamento nos picos da austeníticos, mostrando que possivelmente a compressão uniaxial favorece mais a formação martensítica neste aço, porém tem que ser feito a quantificação de fase para que se tenha um resultado preciso. Já no aço 201LN (figura 10b), devido o abaloamento/amorfização da amostra se torna muito complexo uma comparação entre os difratogramas (figuras 6b e 10b), logo para que se tenha a quantidade de cada fase presente, será feito em trabalho futuro a quantificação de fase.

Tabela 2: Deformação verdadeira e incremento de temperatura das amostras dos aços 304L e 201LN resultante dos ensaios no Simulador Gleeble.

Amostra	Deformação (mm)	Deformação (%)	Variação de temperatura
304L	2,4	26,3	2,3 °C
201LN	3,2	31,3	2,0 °C

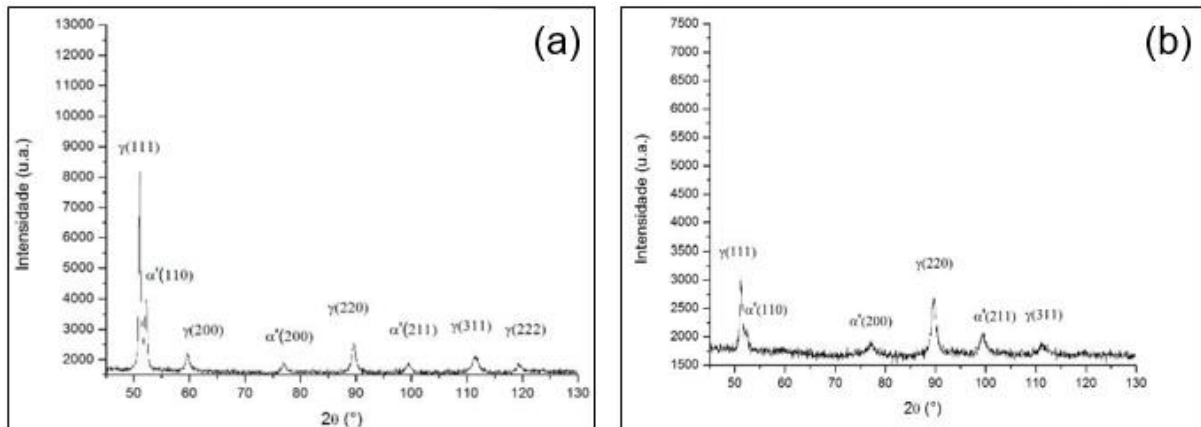


Figura 10: Difratoograma do (a) aço 304L laminado a frio após o terceiro passe de deformação com (27,47%) deformado e (b) aço 201LN laminado a frio após o quarto passe de deformação com (34,68%) deformado que contém a presença das fases austenita (γ) e martensita (α') [11].

Estudos mais detalhados estão sendo feitos para analisar os resultados de difração Raios X obtidos nas intermediárias da deformação nos ensaios conduzidos no Simulador Gleeble, ou seja, a evolução microestrutural que está ocorrendo em tempo real durante a deformação. Como também a quantificação das fases presentes após a deformação imposta pelo simulador Gleeble a fim de serem apresentados e discutidos em publicação futura.

4 CONCLUSÃO

Com base nos resultados apresentados pelo ensaios de difração de Raios X na linha XRD1, LNLS – CNEMP, conclui-se que :

- Através deste ensaio é possível observar a mudança estrutural em função da compressão uniaxial conduzida a temperatura ambiente, mas revela o incremento de temperatura do material pelo calor gerado pela deformação e transformação martensítica;
- As micrografias obtidas por MEV antes da deformação apresentaram morfologia de uma estrutura totalmente austenita para o aço 304L e ocorreu o mesmo para o aço 201LN. Após a deformação em ambas as amostras notou-se a presença de agulhas de martensita (α'), porém no 201LN as agulhas apareceram de forma mais acentuada em determinadas regiões da microestrutura e não homogeneamente distribuídas como ocorre no aço 304L;
- Os difratogramas obtidos pela técnica de difração de Raio X das amostras antes da deformação tiveram apenas os picos característicos da austenita e após a deformação notou-se a presença de picos característicos da martensita em ambos os aços;
- O gráfico de carga x temperatura x tempo para amostra do aço 304L, obteve como resultado uma carga máxima de compressão similar ao aço 201LN, porém apresentou um acréscimo de temperatura por volta de 300 s mais significativo do que o 201LN, esse acréscimo está relacionado a transformação de fase exotérmica que ocorre da austenita para martensita (α').

Agradecimentos

O autor Y.M.S.A. agradece a CNPQ a bolsa de mestrado no IME / Brasil. T.H.F.D.F. agradece a CAPES a bolsa de doutorado no IME / Brasil. P.F.R. agradece a CAPES bolsa de doutorado pleno no exterior (E-26/ 111.435/2012 – CsF/ Brazil – BEX 11943-13-0). A.S.P agradece ao CNPq a bolsa de produtividade a Pesquisa (PQ-2 – Processos 307798/ 2015-1 e 312313/2018-7). Os autores agradecem ao Projeto MIDAS fomentado pelo o programa Europeu de Ações Marie Curie. Os autores agradecem aos recursos financeiros do PROAP/CAPES e LNLS/CNPEM que permitiram a realização dos experimentos no LNLS, bem como estada dos autores T.H.F.D.F. e A.S.P durante toda campanha.

REFERÊNCIAS

- 1 KU, J. S.; HO, N. J.; TJONG, S. C. Properties of electron beam welded SAF 2205 duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 63, n. 1-3, p. 770-775, 1997.
- 2 HEDSTRÖM, Peter et al. Elastic strain evolution and ϵ -martensite formation in individual austenite grains during in situ loading of a metastable stainless steel. **Materials Letters**, v. 62, n. 2, p. 338-340, 2008.
- 3 PECKNER, Donald; BERNSTEIN, Irving Melvin; PECKNER, Donald. **Handbook of stainless steels**. New York: McGraw-Hill, 1977..
- 4 McGuire MF. **Stainless Steels for Design Engineers**. Ohio: ASM International; 2008.
- 5 ISSF. New 200-series steels: An opportunity or a threat to the image of stainless steel. ISSF paper. 2005 [acesso em 20 de maio.2016]; 1-14. Disponível em: <http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image->
- 6 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.
- 7 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.
- 8 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.
- 9 Wayman CM e Badeshia HKDH. **Physical Metallurgy of Steel**, 4ª ed. North Holland: North Holland;1996.
- 10 DIAS FERRÃO, Thiago Henrique Fernandes et al. EVOLUÇÃO ESTRUTURAL DURANTE A DEFORMAÇÃO A QUENTE DE LIGA DE NITI INVESTIGADA POR DIFRAÇÃO DE RAIOS-X COM RADIAÇÃO DE SÍNCROTRON. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 15, n. 4, 2018.
- 11 DA SILVA, Carolline Serafim. **Formação e reversão da martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN**. 2017. Dissertação de Mestrado, Instituto Militar de Engenharia.