

CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS SUSCEPTÍVEIS AO EFEITO TRIP QUANDO SUBMETIDOS A BAIXOS GRAUS DE REDUÇÃO VIA LAMINAÇÃO ASSIMÉTRICA*

Lucas Barbosa Balthazar¹
Carolline Serafim da Silva²
Monica Aline Magalhães Gurgel³
Saulo Brinco Diniz⁴
Alaelson Vieira Gomes⁵
Luiz Paulo Mendonça Brandão⁶
Andersan dos Santos Paula⁷

Resumo

Os aços inoxidáveis devido suas propriedades e vasta aplicação vêm sendo analisados em busca de maximizar o seu potencial, dentre as séries mais estudadas estão a 300 e a 200 que se diferenciam pela composição química. Neste trabalho analisou-se a imposição de baixos e distintos graus de redução (até 10%) pela laminação assimétrica de aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN, possíveis transformações martensíticas induzidas por deformação no material, efeito TRIP, a fim de avaliar a formação de martensita em função da assimetria da deformação e ao longo da espessura do material. Confirmando os resultados esperados através de análises no microscópio eletrônico de varredura, e de macro e microdureza.

Palavras-chave: Laminação assimétrica; Efeito TRIP; Aço inoxidável austenítico.

STRUCTURAL CHARACTERIZATION OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL SUSCEPTIBLE TO TRIP EFFECT WHEN SUBJECT TO SMALL DEGREES OF REDUCTION VIA ASYMMETRIC ROLLING

Abstract

The stainless steels due to their properties and wide application have been analyzed to improve your potential, among the most studied series are 300 and 200 that differ by chemical composition. This project studies small and distinct degrees of reduction (10% maximum) by asymmetric rolling of 304L and 201LN austenitic stainless steels, subjected to transformation induced plasticity, known as TRIP effect, in order to evaluate martensite formation in function of the strain asymmetry in sheets thickness. Confirming the expected results through analysis in scanning electronic microscope, macro and microhardness.

Keywords: Asymmetric rolling; TRIP effect; Austenitic stainless steels.

¹ Graduando em Eng. Metalúrgica, Seção de Engenharia de Mecânica e Materiais (SE/4), Instituto Militar de Engenharia (IME), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² M.Sc., Eng^a Metalurgista, Analista da Garantia da Qualidade Jr., Galvasud, Porto Real, RJ, Brasil.

³ M.Sc., Eng^a Metalurgista, Doutoranda em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais (PGCM), SE-4 / IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁴ M.Sc., Eng^o Metalurgista, Doutorando em Ciência dos Materiais do Programa de Pós-Graduação em Ciência dos Materiais (PGCM), SE-4 / IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

⁵ D.Sc., Eng^o Metalurgista, Professor Adjunto do PGCM e da Graduação, SE-4, IME, RJ, Brasil.

⁶ D.Sc., Eng^o Metalurgista, Professor Associado do PGCM e da Graduação, SE-4, IME, RJ, Brasil.

⁷ D.Sc., Eng^a Metalurgista, Professora Adjunto do PGCM e da Graduação, SE-4, IME, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis diferem-se dos aços comuns por possuírem uma maior resistência à corrosão em função de sua composição química, o que implica que eles possam ser aplicados em situações nas quais os comuns não são indicados [1]. De acordo com os elementos de ligas adicionados e por consequência a microestrutura final tem-se as diferentes famílias desse grupo de materiais. Na tabela 1 tem-se exemplificado alguns aços inoxidáveis de acordo com sua composição química.

Tabela 1. Composições químicas típicas de alguns AI [adaptado 2]

| Designação Outokumpu | Designação internacional | | | | Composição química típica, % | | | | | |
|---|--------------------------|-------------------|---------------------|-----------|------------------------------|------|------|------|-----|----------|
| | EN | ASTM | UNS | JIS | C | N | Cr | Ni | Mo | Outros |
| Graus de aços inoxidáveis ferríticos | | | | | | | | | | |
| 4003 | 1.4003 | - | S40977 | - | 0.02 | | 11.5 | 0.5 | | |
| 4000 | 1.4000 | 410S | S41008 | SUS 403 | 0.03 | | 12.5 | | | |
| 4010 | 1.4010 | 430 | S43000 | SUS 430 | 0.05 | | 10.2 | | | |
| 4521 | 1.4521 | 444 | S44400 | SUS 444 | 0.02 | | 18 | | 2 | Ti Nb |
| Graus de aços inoxidáveis duplex | | | | | | | | | | |
| LDX 2101* | 1.4162 | - | S32101 | - | 0.03 | 0.22 | 21.5 | 1.5 | 0.3 | 5Mn Cu |
| LDX 2404* | 1.4662* | - | S82441 | - | 0.02 | 0.27 | 24 | 3.6 | 1.6 | 3Mn Cu |
| 2205 | 1.4462 | - | S32205 ¹ | SUS329J3L | 0.02 | 0.17 | 22 | 5.7 | 3.1 | |
| 2507 | 1.4410 | - | S32750 | - | 0.02 | 0.27 | 25 | 7 | 4 | |
| Graus de aços inoxidáveis austeníticos | | | | | | | | | | |
| 4310 | 1.4310 | 30L | S30100 | SUS301 | 0.10 | | 17 | 7 | | |
| 4372 | 1.4372 | 20L | S20100 | SUS201 | 0.06 | 0.20 | 17 | 4 | | 7Mn |
| 4301 | 1.4301 | 304 | S30400 | SUS304 | 0.04 | | 18.1 | 8.1 | | |
| 4401 | 1.4401 | 316 | S31600 | SUS316 | 0.04 | | 17.2 | 10.1 | 2.1 | |
| Graus de aços inoxidáveis austeníticos de alta performance | | | | | | | | | | |
| 904L | 1.4539 | 904L | N08904 | - | 0.01 | | 20 | 25 | 4.3 | 1.5Cu |
| 254 SMO* | 1.4547 | - | S31254 | SUS312L | 0.01 | 0.20 | 20 | 18 | 6.1 | Cu |
| 4529 | 1.4529 | - | N08926 ² | - | 0.01 | 0.20 | 20.5 | 24.8 | 6.5 | Cu |
| 4565 | 1.4565 | - | S34565 | - | 0.02 | 0.45 | 24 | 17 | 4.5 | 5.5Mn |
| 654 SMO* | 1.4652 | - | S32654 | - | 0.01 | 0.50 | 24 | 22 | 7.3 | 3.5Mn Cu |
| Graus de aços inoxidáveis austeníticos em alta temperatura | | | | | | | | | | |
| 253 MA* | 1.4835 | - | S30815 | - | 0.09 | 0.17 | 21 | 11 | | 1.8Si Ce |
| 4845 | 1.4845 ³ | 310S ³ | S31008 | SUS310S | 0.05 | | 25 | 20 | | |

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIA) constituem a família de maior importância, além da resistência a corrosão, possuem boa soldabilidade e boas propriedades mecânicas. Nesta família encontra-se a série 300 cujo o aço mais comum é o do tipo 304, pertence a um sistema Fe-Cr- Ni, destacando-se das demais devido a sua excelente combinação de propriedades e, conseqüentemente, ampla gama de aplicações [3]. 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]. Assim, com o objetivo de se obter um aço com um custo inferior e que pudesse substituí-los em certas aplicações, desenvolveu-se a série 200 de sistema Fe-Cr-Mn-N, com adições reduzidas de níquel e adição combinada de nitrogênio e manganês como seus substitutos na função de preservar a estrutura austenítica. Estes aços são comumente denominados pelo seu teor de níquel, como por exemplo "4%Ni" referente ao tipo 201 [5]. Alguns deles podem apresentar LE até 30% superior ao do aço 304, fazendo com que sua aplicação em estruturas mais leves seja possível [6,7].

Sabe-se que os AIA não são endurecidos por tratamentos térmicos, pois os elementos de liga presentes reduzem a temperatura de início de transformação para

* Contribuição técnica ao 72º Congresso Anual da ABM – Internacional e ao 17º ENEMET - Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas, parte integrante da ABM Week, realizada de 02 a 06 de outubro de 2017, São Paulo, SP, Brasil.

valores sub-zero, dificilmente atingidos (equação 1), onde M_i é a temperatura de início de transformação induzida termicamente [8]:

$$M_i(^{\circ}\text{C}) = 1305 - 41,7\%Cr - 61,1\%Ni - 33,3\%Mn - 27,8\%Si - 1667(\%C + \%N) \quad (1)$$

Alternativamente, a presença de austenita à temperatura ambiente, e uma baixa energia de falha de empilhamento, menor que 18 mJ/m² (equação 2), resulta em um favorecimento da transformação direta $\gamma \rightarrow \alpha'$ [8].

$$EFE \text{ (mJ/ m}^2\text{)} = -53 + 0,7(\%Cr) - 6,2(\%Ni) - 3,2(\%Mn) + 9,3(\%Mo) \quad (2)$$

Tal processo de transformação pode ocorrer quando o material é deformado, sendo assim ambos os aços analisados são passíveis de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), ou seja, são metaestáveis de forma que a transformação martensítica pode ser induzida por tensão ou deformação, acarretando em uma alta capacidade de encruamento e alta resistência mecânica, em função da temperatura e das características da solitação mecânica. Mas o qual é limitado por uma temperatura máxima para formação de Martensita por deformação (M_d), a qual é complexa para se estimar, e na prática estima-se a temperatura onde 50% de martensita se forma a partir da aplicação de 30% de deformação verdadeira (M_d30) – conforme equação 3 [9].

$$M_d30(^{\circ}\text{C}) = 413 - 462(C + N) - 9,2Si - 8,1Mn - 13,7Cr - 9,5Ni - 18,5Mo \quad (3)$$

Estes aços apresentam excelente capacidade de absorção de energia, a qual é essencial para muitas aplicações, especialmente na indústria automotiva [10,11]. Como esse efeito promove a formação de martensita quando o material sofre deformação plástica, isso poderá ser resultado de um processo de laminação simétrica ou assimétrica, por exemplo, onde este último foi proposto no presente trabalho. A laminação simétrica consiste na deformação plástica do material, podendo ser realizada a frio ou a quente, onde esse é forçado entre dois rolos rotatórios de mesmo diâmetro, que comprimem o corpo causando uma redução em sua espessura. O processo de laminação assimétrica ocorre da mesma maneira, porém os rolos que causam a redução têm dimensões diferentes entre si [12,13,14].

2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras de AIA fornecidas pela empresa APERAM South America pertencente à série 300 e a série 200, cuja suas respectivas composições químicas estão descritas na Tabela 2.

Tabela 2: Composição dos aços inoxidáveis estudados.

| Elementos (% peso) | C | Mn | Si | V | Nb | Cr | Ni | Mo | N |
|--------------------|--------|--------|--------|--------|--------|---------|--------|--------|--------|
| 304L | 0,0196 | 12,617 | 0,4911 | 0,0490 | 0,0086 | 180,363 | 80,837 | 0,1351 | 0,0509 |
| 201LN | 0,0300 | 69,078 | 0,3088 | 0,0428 | 0,0224 | 170,043 | 40,093 | 0,0188 | 0,2000 |

Essas amostras foram analisadas via microscopia eletrônica e ensaios de macrodureza e microdureza, após sofrerem um processo de laminação assimétrica a

quente com a finalidade de verificar como se comportaria a dureza e microestrutura após esse processamento. Para a laminação assimétrica foi utilizado um laminador piloto do fabricante FENN MFG. Co., modelo D-51710:1973, que encontra-se instalado no Laboratório de Processamento Mecânico do IME. O laminador foi operado na configuração quádruplo (com quatro cilindros, sendo dois cilindros de trabalho e dois cilindros de encosto), no qual os cilindros de encosto são os mesmos utilizados na laminação simétrica e os cilindros de trabalho com 54,8 mm e 32,8 mm de diâmetro, obtendo-se uma razão de assimetria de 1,67. Após a laminação assimétrica fez-se a preparação metalográfica onde as amostras foram lixadas nas seguintes granulometrias: 220, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1500 mesh, seguido de um polimento eletrolítico em uma solução de ácido perclórico e álcool etílico com composição em volume de 4:1, utilizando uma tensão de 15V e um tempo médio de 50 segundos, posteriormente fez-se um ataque utilizando uma solução de ácido oxálico (10%) com uma tensão de 12 V e um tempo médio de 15 segundos. Na Tabela 3 tem-se a características das amostras após a laminação assimétrica com suas respectivas denominações que serão utilizadas ao longo do trabalho.

Tabela 3. Características das amostras após laminação assimétrica.

| Amostra | Aço 210LN | | | Aço 304L | | |
|--|-----------------|-----------------|------------------|-----------------|-----------------|------------------|
| | I | II | III | IV | V | VI |
| Espessura Inicial (mm) | 5,00 | 5,00 | 5,00 | 6,40 | 6,40 | 6,40 |
| Número de passes | 1 | 2 | 2 | 1 | 2 | 2 |
| Redução por passe (%) | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 5 |
| Giro | - | Não | Sim | - | Nao | Sim |
| Denominação utilizada no trabalho para cada condição | AIA2LA10 -P1 | AIA2LA05 -P2 | AIA2LA05 -P2G | AIA3LA10 -P1 | AIA3LA10 -P1 | AIA3LA05 -P2G |

Para a análise de macrodureza foram realizadas 5 medidas com auxílio de um equipamento de dureza Rockwel C (HRC) com penetrador cônico de diamante, pré-carga de 10 kgf por 15 s e uma carga de 150 kgf. A microdureza foi realizada em um equipamento da Shimadzu HMV-G com carga de 100 gf, sendo as medidas dessa propriedade realizadas em pontos distintos da espessura das amostras (1/4, 1/2 e 3/4 da espessura – em 3 pontos para cada região da espessura). Ambos os equipamentos estão instalados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do IME

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Com bases nas características composicionais e microestruturais dos aços em estudo espera-se que ambos tenham uma evolução microestrutural semelhante, mas com intensidade distinta de formação de martensita. Tendo em vista seus valores de M_i e EFE, calculados com base nas equações 1 e 2 da introdução deste trabalho:

- Aço 201LN: M_i (-271,1°C), Md30 (-23,4°C) e EFE (6,0 mJ/m²).
- Aço 304L: M_i (-114,2°C), Md30 (39,3°C) e EFE (15,2 mJ/m²).

3.1 Macrodureza

Uma das caracterizações realizada foi a macrodureza Rockwell C (HRC). Como apresentado na Figura 1, onde se observa que o aço 201LN apresentou uma macrodureza superior à do aço 304L esse fato é consequência da composição química, pois possui teores incrementados de C, Mn e N em relação ao aço da série

300. O manganês incrementa o coeficiente de encruamento do aço 201LN quando comparado ao 304L, o que irá refletir na dureza. Sendo que o resultado obtido vem a corroborar com os resultados do trabalho prévio de Silva em relação as amostras como recebidas [15]. No entanto, a relação de incremento da dureza macro entre as amostras processadas com um único passe de 10% (LA10-P1), 2 passes de 5% sem giro (LA05-P2) e 2 passes de 5% com giro (LA05-P2G) foram distintos entre os aços 304L (AIA3) e 201LN (AIA2). Este comportamento pode estar associado a heterogeneidade de deformação ao longo da espessura do material e medidas em faces distintas entre as faces da chapa em contato com os cilindros de menor e maior diâmetro durante a laminação assimétrica.

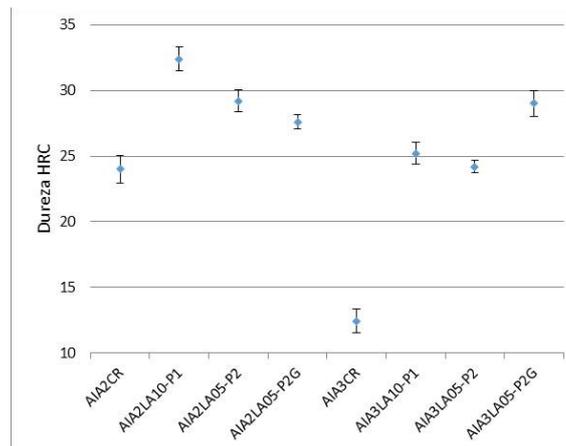


Figura 1. Ensaio de macrodureza Rockwell C das amostras.

3.3. Microdureza

Os resultados de microdureza obtidos para as amostras são apresentados no gráfico da Figura 2 para ambos os aços submetidos a único passe de 10% de redução na espessura durante a laminação assimétrica. Novamente os resultados das análises da amostra como recebida foi obtido em trabalho prévio de dissertação de mestrado de Silva [15], onde a mesma utilizou para as essas análises uma carga de 20 gf em um ultramicrodurômetro instrumentado com indentador Vickers. Conforme esperado, observa-se para o aço 201LN uma tendência de incremento da microdureza ao longo da espessura para 2 passes de 5% sem giro (AIA2LA05-P2) e homogeneização para 2 passes de 5% com giro (AIA2LA05-P2G). Enquanto um único passe de 10% (AIA1LA10-P1) tem um comportamento inesperado de menor dureza no centro da espessura. Por outro lado, no aço 304LN verifica-se ao contrário: um incremento da microdureza ao longo da espessura para 1 passe de 10% (AIA3LA10-P1) e um menor valor no centro da espessura para 2 passes de 5% sem giro (AIA3LA05-P2). Mantendo-se o comportamento de tendência a homogeneização para 2 passes com 5% com giro (AIA3LA05-P2G), conforme o esperado.

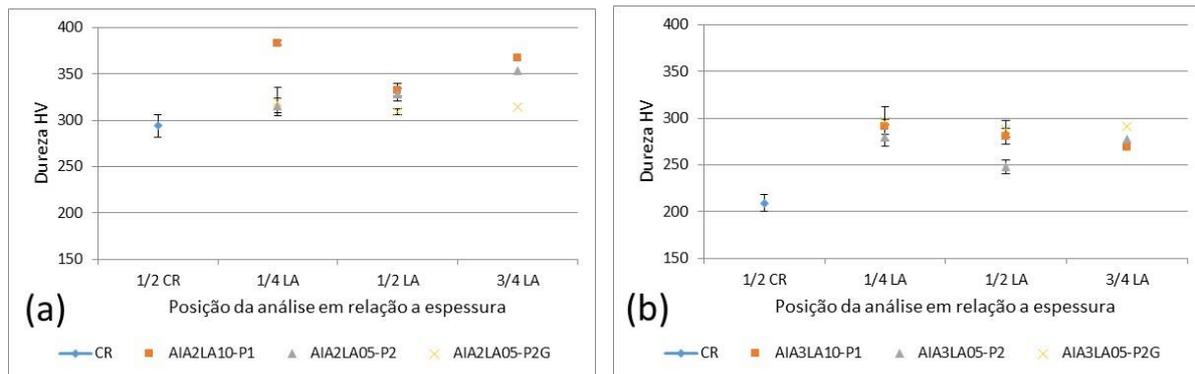


Figura 2. Ensaio de Microdureza Vickers das amostras em uma seção paralela à direção de laminação assimétrica (LA) com 1 passe de 10% (A) AIA 201LN; (B) AIA 304L.

Tais comportamento de incremento da dureza se explicam pela assimétrica de deformação dada pelos diferentes diâmetros de cilindros empregues na laminação, e em contato cada um com uma distinta face da chapa o que resulta em diferentes arcos de contato com cada passe e por fim diferenciadas frentes de deformação com a redução da espessura. Por outro lado, o giro da amostra de 180° em relação ao seu eixo DL contribui efetivamente para eliminar o caráter assimétrico imposto pelo primeiro passe.

3.2. Microscópio Eletrônico de Varredura

Com o intuito de melhor entendimento do que ocorreu com a microestrutura após o processo de laminação assimétrica, tem-se na Figura 3 as micrografias das amostras como recebida realizadas no trabalho prévio de Silva (2017), onde verifica-se que os aços 304L e 201LN (Figura 3a,b) possuem uma microestrutura de matriz austenítica com presença de maclas de recozimento sem a observação da presença de martensita. Sendo o tamanho de grão do aço 304LN ligeiramente inferior ao do 201LN.

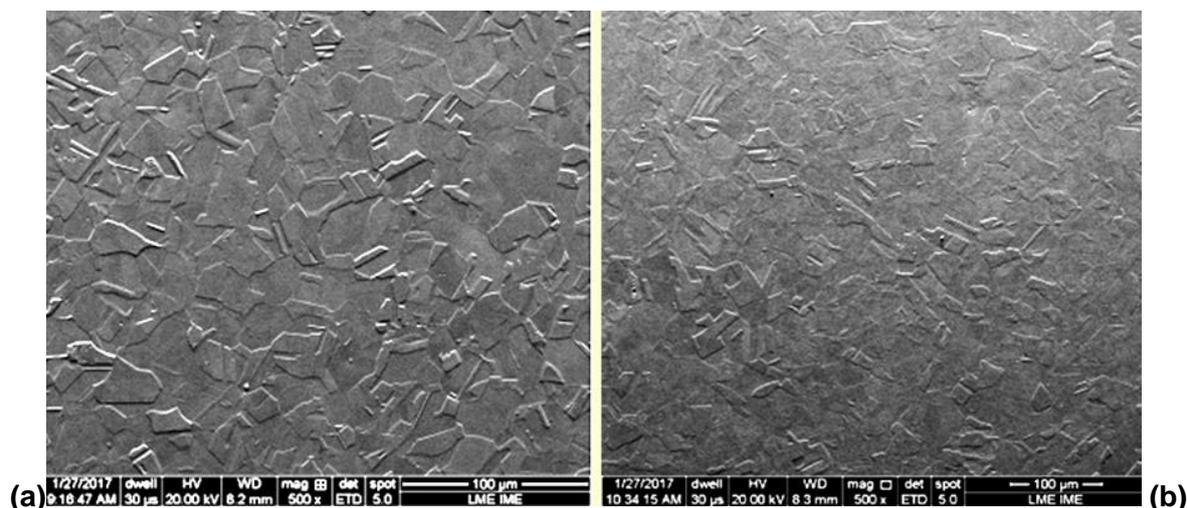


Figura 3. Micrografia em MEV com uso de detector de elétrons secundários dos materiais como recebido completamente austeníticos. (a) 201LN (500X) e (b) 304L (500X)

Em face as diferenças entre os valores de durezas apresentados a meia espessura para as distintas condições de laminação assimétrica para ambos os aços, e o número significativo de resultados, foram selecionadas somente as imagens de 1/2 espessura para caracterizar tal evolução microestrutural. Nas Figuras de 4 a 15 são

apresentadas as micrografias obtidas após o processo de laminação assimétrica, a partir de um MEV das amostras AIA2LA10-P1, AIA2LA05-P2, AIA2LA05-P2G, AIA3LA10-P1, A3LA05-P2, AIA3LA05-P2G, respectivamente. Com base nas observações no MEV foram obtidas imagens com maior nitidez quando somente polidas eletroliticamente com detector de elétrons retroespalhados e já as posteriormente atacadas para revelar a microestruturas os melhores resultados deram-se com o detector de elétrons secundários, em ambos os casos com uso de tensão de aceleração mais baixa (10 KV), spot de 5,0 e distancia de trabalho de aproximadamente 10 mm em um MEV com filamento de emissão de campo (FEG).

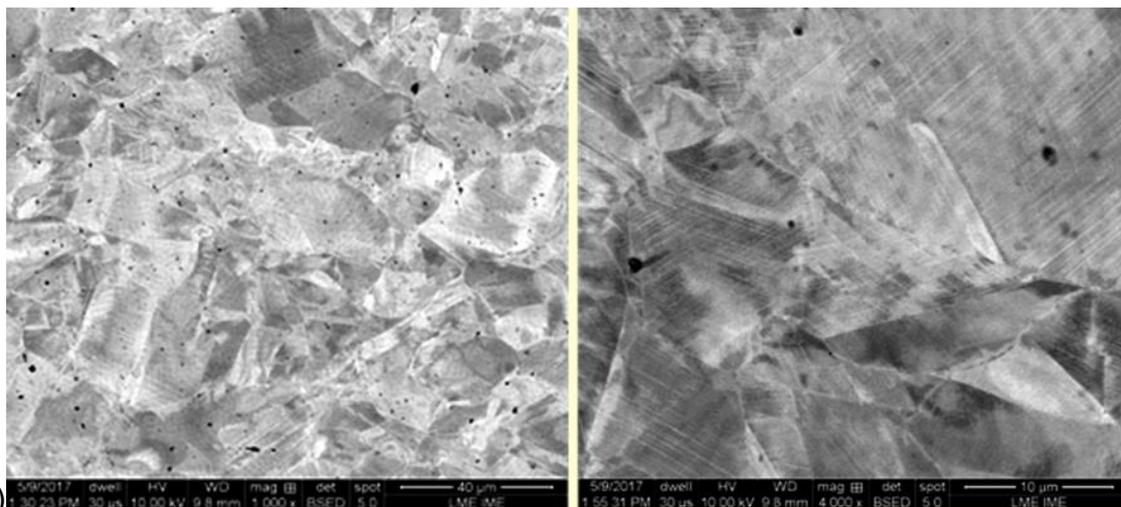


Figura 4. Micrografia da Amostra AIA2LA10-P1 em MEV elétrons retroespalhados: (a) Amostra polida (1000x). (b) Amostra polida (4000x).

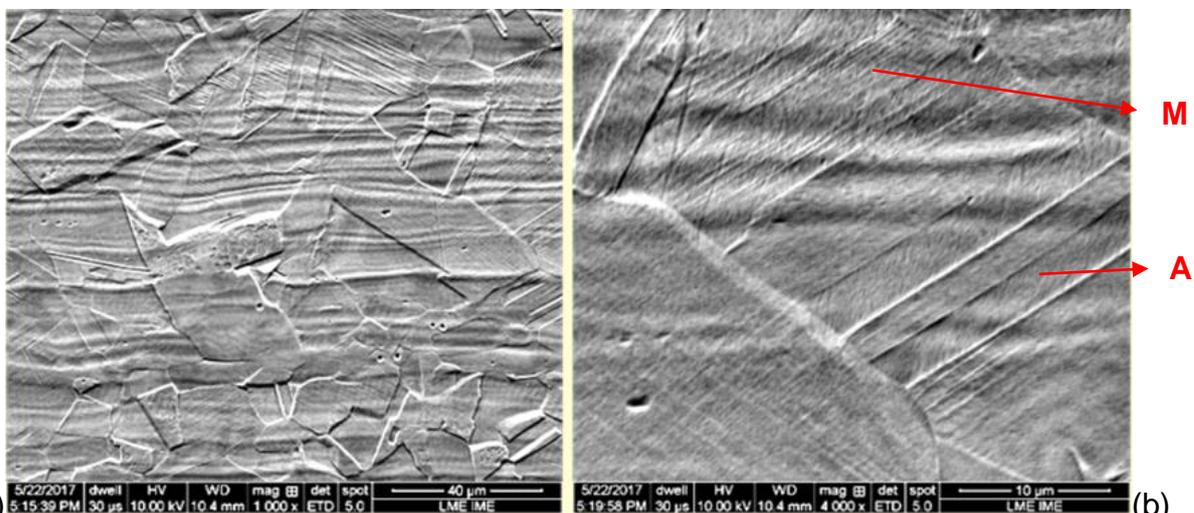
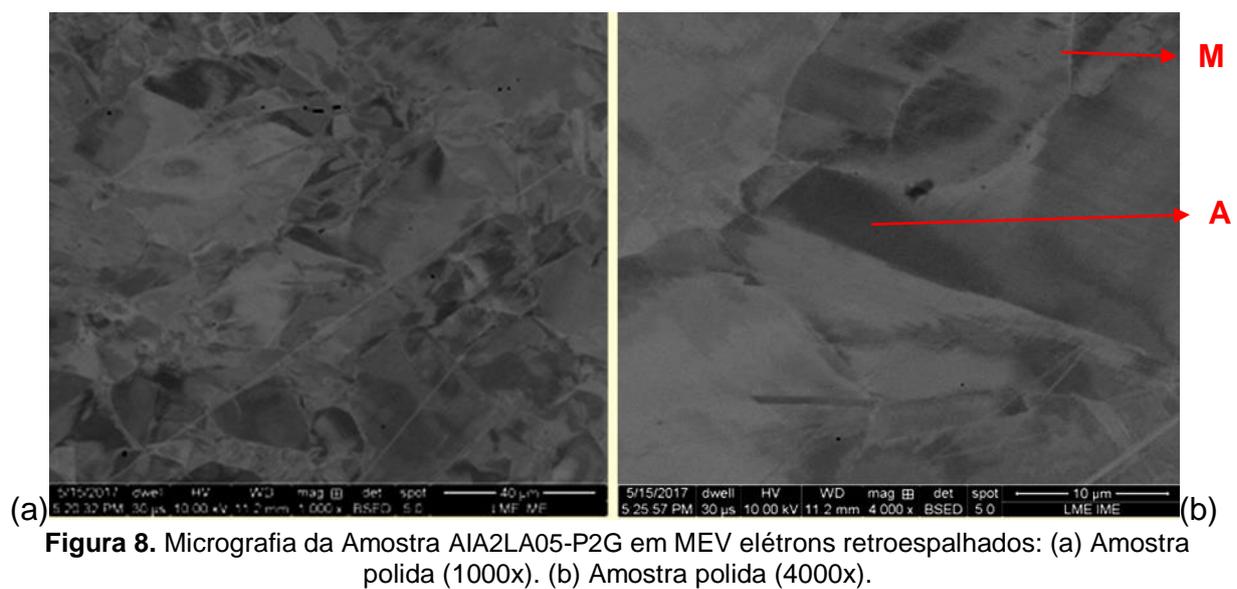
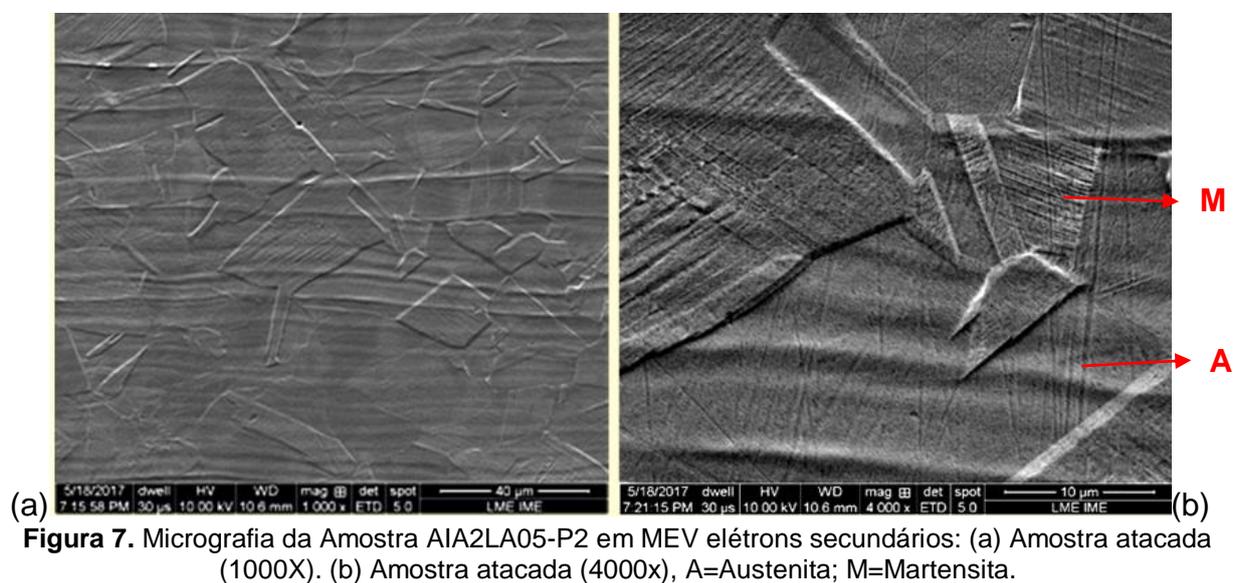
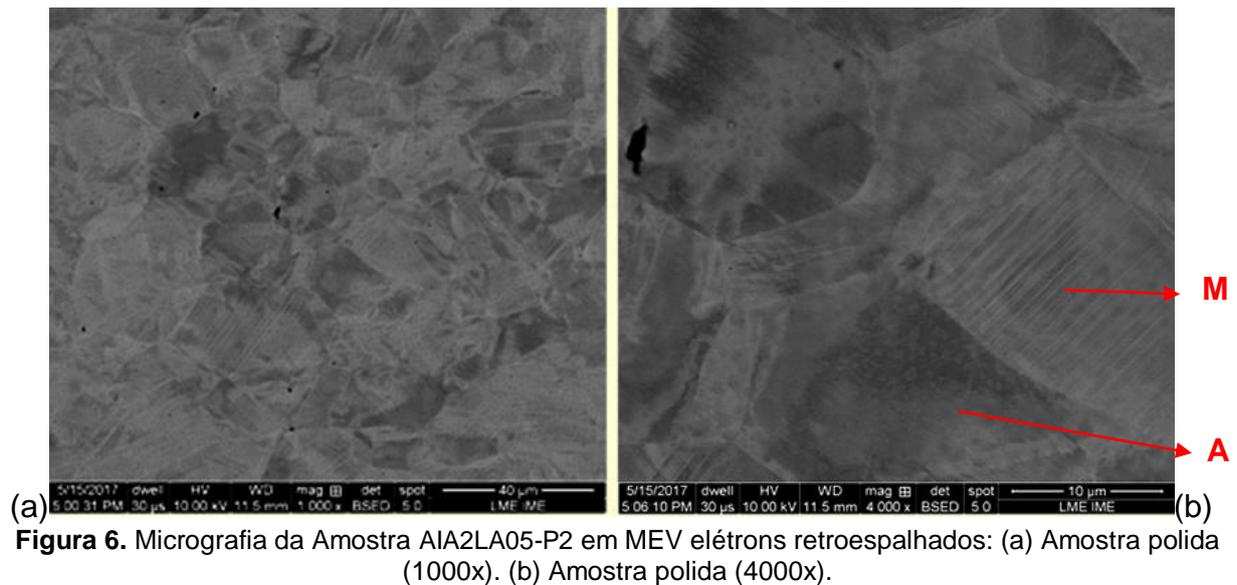
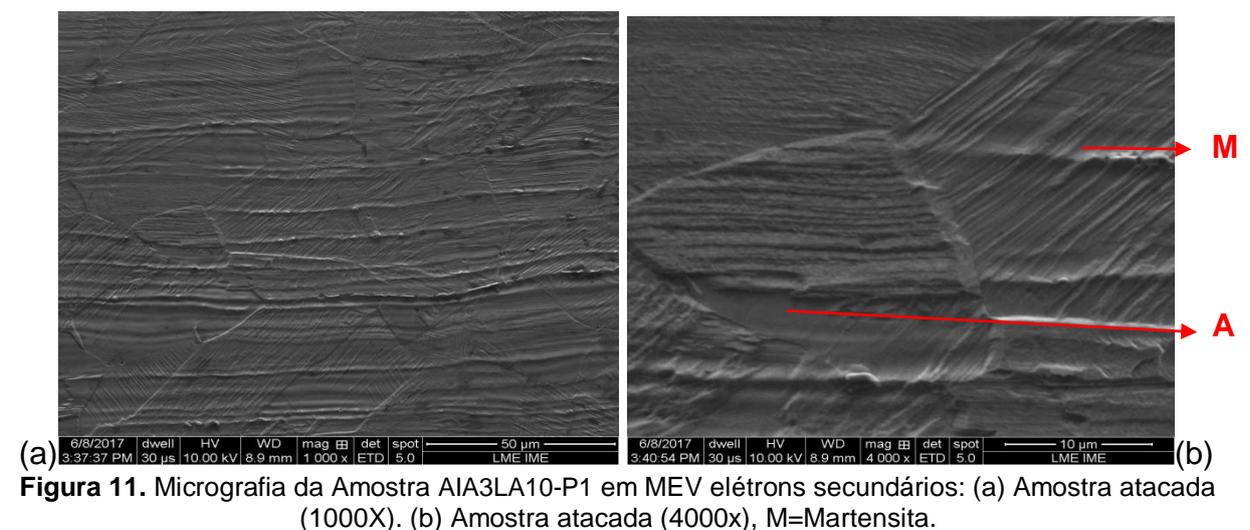
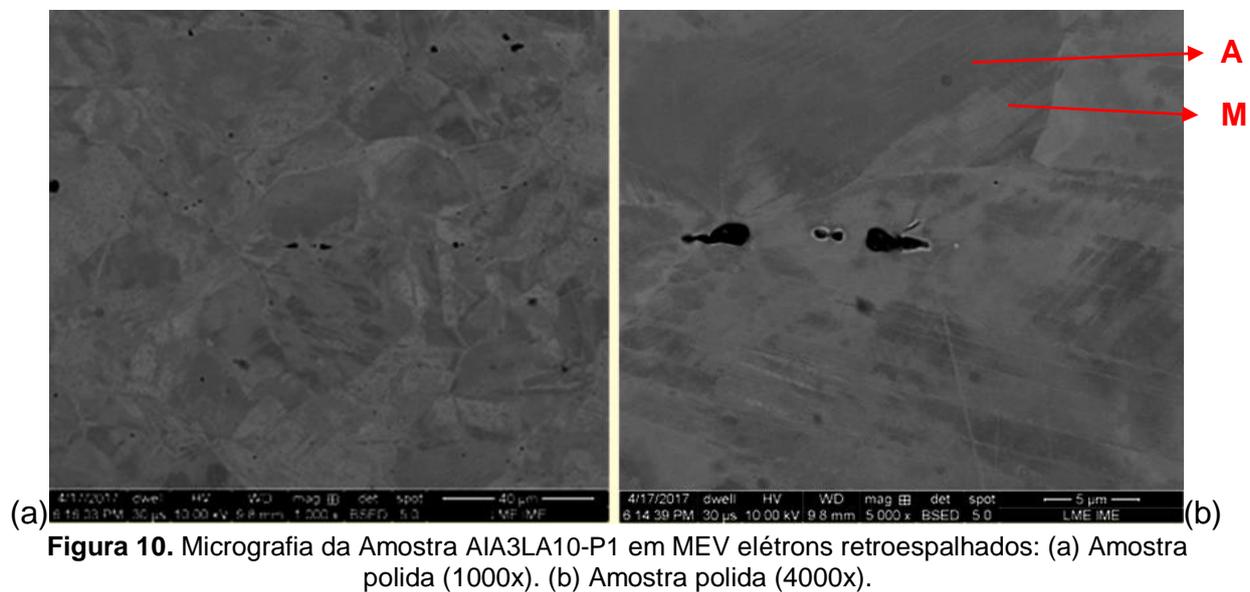
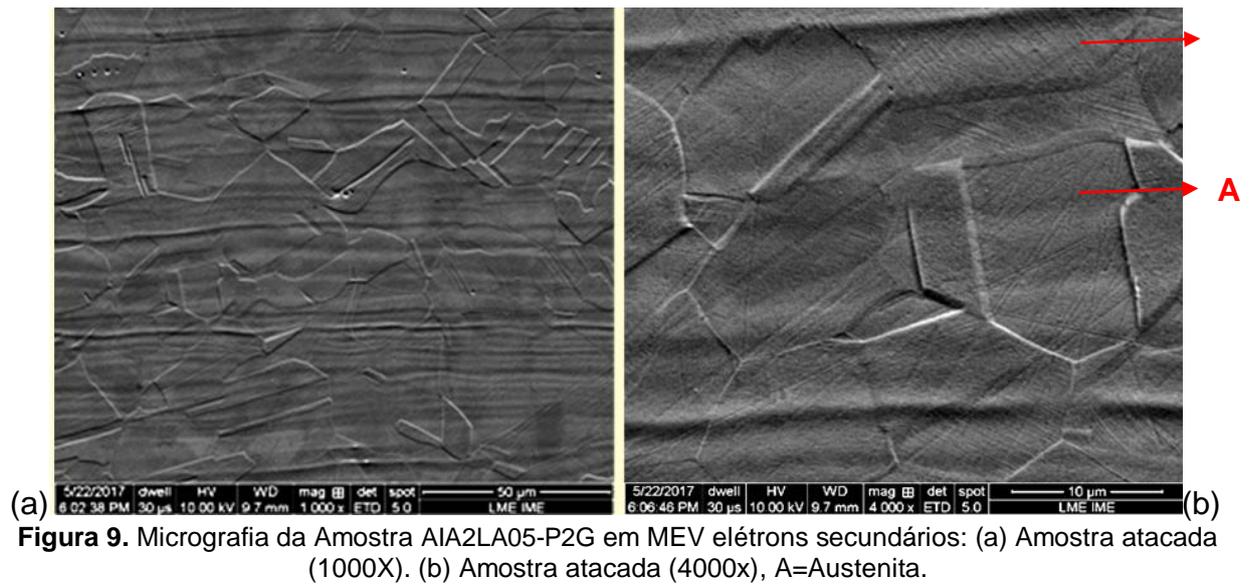


Figura 5. Micrografia da Amostra AIA2LA10-P1 em MEV elétrons secundários: (a) Amostra atacada (1000X). (b) Amostra atacada (4000x).



M



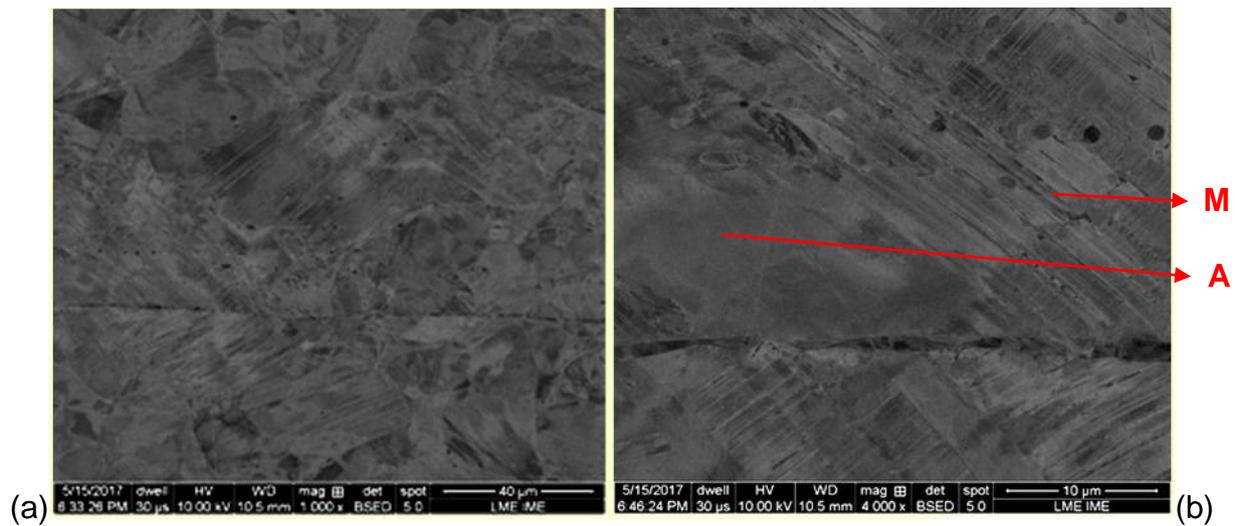


Figura 12. Micrografia da Amostra AIA3LA05-P2 em MEV elétrons retroespalhados: (a) Amostra polida (1000x). (b) Amostra polida (4000x), M=Martensita.

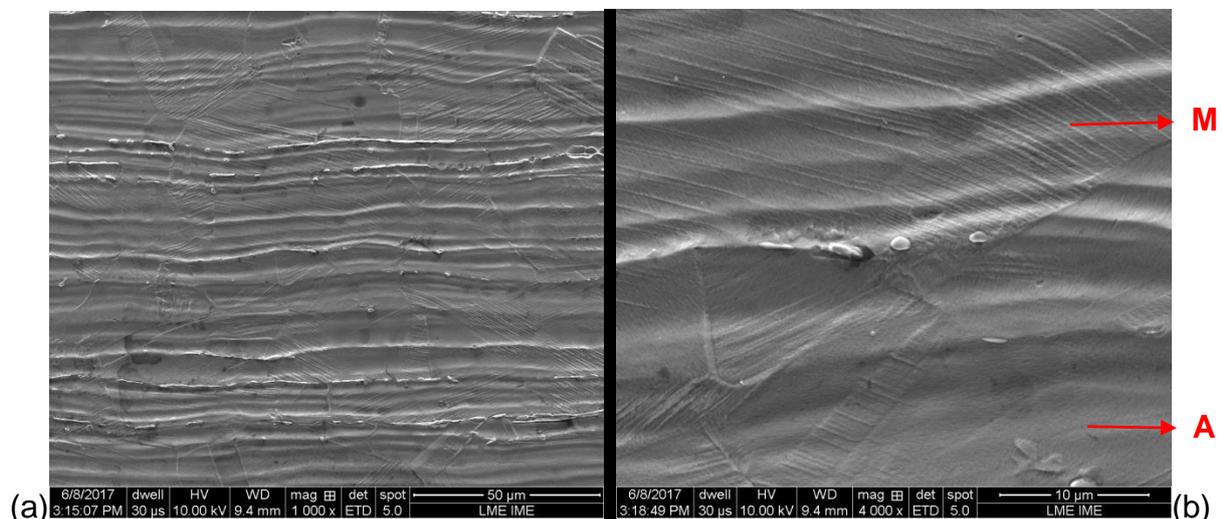


Figura 13. Micrografia da Amostra AIA3LA05-P2 em MEV elétrons secundários: (a) Amostra atacada (1000X). (b) Amostra atacada (4000x), A=Austenita; M=Martensita.

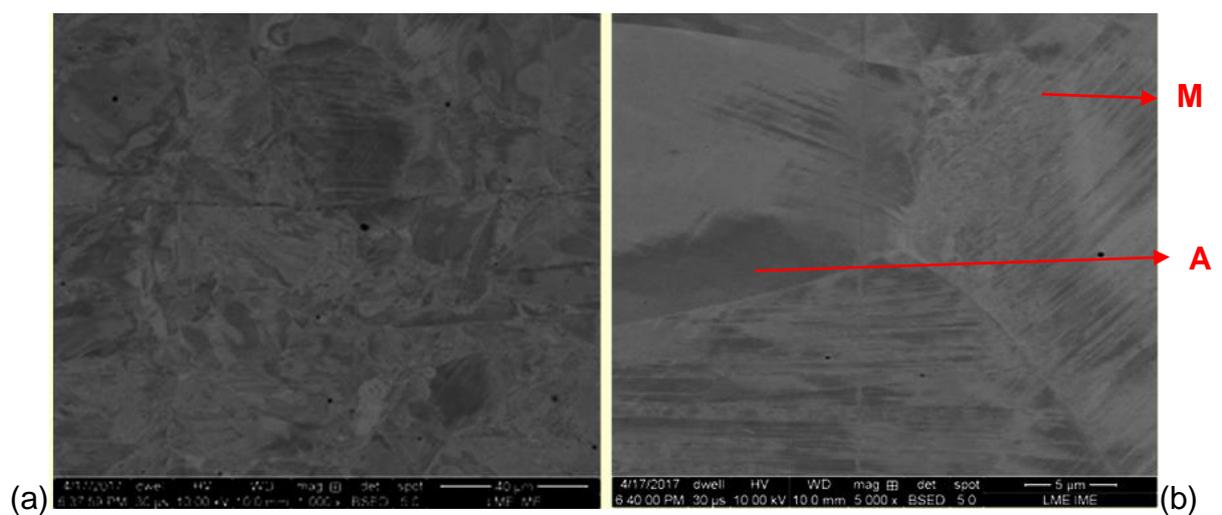


Figura 14. Micrografia da Amostra AIA3LA05-P2G em MEV elétrons retroespalhados: (a) Amostra polida (1000x). (b) Amostra polida (4000x).

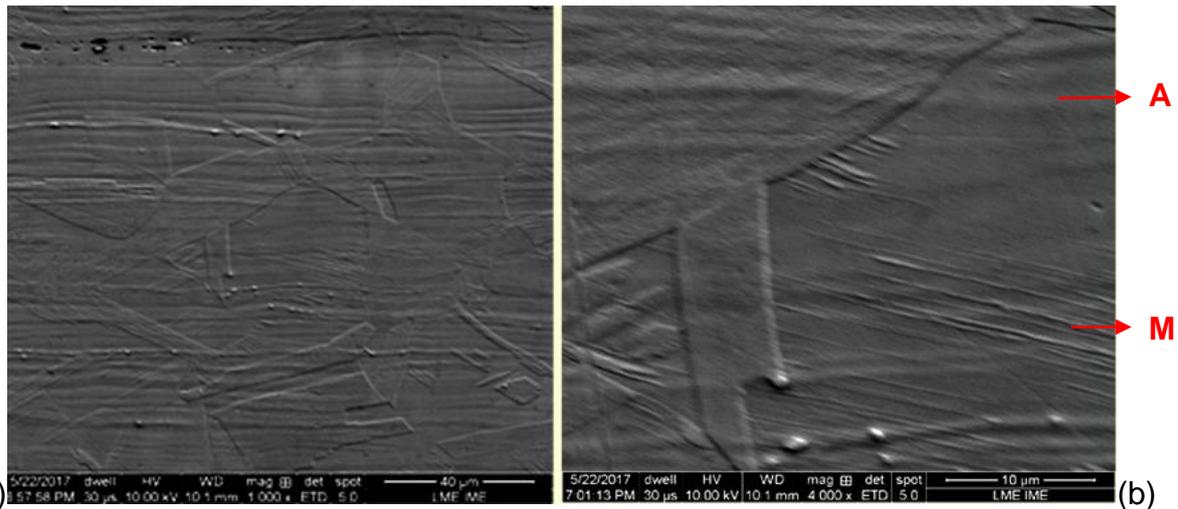


Figura 15. Micrografia da Amostra AIA3LA05-P2G em MEV elétrons secundários: (a) Amostra atacada (1000X). (b) Amostra atacada (4000x), A=Austenita; M=Martensita.

Nas imagens de MEV por elétrons retroespalhados das amostras polidas é possível notar grãos de austenita prévia em conjunto com maclas. Percebe-se também a existência de agulhas de martensita não muito pronunciadas, estando mais bem ressaltadas nas amostras com dois passes de 5% sem giro.

Com as amostras atacadas, a microestrutura apresentou-se mais detalhada, ou seja, melhor revelada, através de uma análise por elétrons secundários, onde se verificou a presença de linhas onduladas paralelas à direção de laminação, possivelmente associadas à redução da espessura resultante da laminação à temperatura ambiente. Tais linhas são mais expressivas no aço 201LN, possivelmente por apresentar maior expoente de encruamento, devido à adição de Mn substituindo parte do Ni, como estabilizador da austenita.

É possível notar no interior de grãos de amostras atacadas, particularmente as que sofreram dois passes de 5% sem giro, agulhas finas e paralelas de martensita formada por deformação. Em alguns casos, as agulhas chegam a atravessar o grão de um contorno a outro, e em outros possuem maior espessura, aparecendo junto aos contornos de grãos e se estreitando em direção ao centro do grão.

De forma a melhor elucidar e compreender os resultados apresentados com mais clareza pretende-se dar continuidade deste trabalho através de medidas de difração de raios-x (DRX) nas distintas faces de cada uma das amostras (a fim de quantificar as fases presentes) e análise ao longo da espessura de forma mais criteriosa com um ultramicrodurômetro instrumentado e medidas de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) no MEV / FEG.

4 CONCLUSÃO

Nas amostras, após sofrerem o processo de laminação assimétrica, observou-se a formação de martensita por deformação, sendo evidenciada nas micrografias obtidas por microscopia eletrônica ao longo do trabalho, nas distintas condições do processamento e também pelo incremento significativo nas durezas macro e micro das amostras. No entanto, foi através da microdureza, que foi possível constatar a presença do caráter assimétrico resultante da deformação imposta nos materiais em estudo.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Aperam pela disponibilização do material. L.B. Balthazar agradece o financiamento da Bolsa de VC, além de agradecer aos doutorados Saulo B Diniz, Camila O Souza e Juciane M Alves pela a disponibilidade e ajuda de informações prévias durante a realização deste trabalho. Ao IME pelos recursos para preparação e caracterização microestrutural. Ao Professor M.C. Júlio Cesar Soares de Oliveira que dispensou seu tempo em projetar o aparato de polimento eletrolítico instalado no Laboratório de Metalografia do IME. A.S.P. agradece a bolsa de produtividade à pesquisa (PQ-2) do CNPq (Processo 307798/2015-1).

REFERÊNCIAS

- 1 Lo KH, Shek CH, Lai JKL. Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering*, Vol. R65, pp. 39-104, 2009.
- 2 Outokumpu Handbook of Stainless Steel [Livro]. - 2013.
- 3 ASM International Austenitic Stainless Steels [Seção do Livro], *Stainless Steels for Design Engineers*, 2008.
- 4 Oshima T, Habara Y, Kuroda K. Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels, *ISIJ International*, Vol. 12, pp. 359-36, 2007.
- 5 ISSFa, "New 200-series" steels: An opportunity or a threat to the image of stainless steel, 2005.
- 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*, Vol. 559, pp. 336-344, 2013.
- 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*, Vol. 214, pp. 402-408, 2014.
- 8 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*, Vol. 210, pp. 1017-1022, 2010.
- 9 BEHJATI P., KERMANPUR A. e NAJAFIZADEH A. Application of Martensitic Transformation Fundamentals to Select Appropriate Alloys for Grain Refining Through Martensite Thermomechanical Treatment [Artigo] // *Metallurgical and Materials Transactions: The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*, 2013. - vol. 44A. - pp. 3524-3531.
- 10 Shin HC, Ha TK, Chang W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304-stainless steel, *Scripta Materialia*, pp. 823-829, 2001.
- 11 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*, Vol. 103, pp. 150-161, 2015.
- 12 Zuo, Fang – Qing et al. Shear Deformation and Grain Refinement in Pure Al by Asymmetric Rolling. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Changhai, China: Science Press, número 18, p. 774 - 777, 2008.
- 13 Alves JM. Quantificação de fase e tensão residual em aço trip após deformação por laminação e tração [Dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia – IME; 2015.

- 14 De Souza CO. Desenvolvimento de estrutura de grãos ultrafinos em aço inoxidável 201In via múltiplas etapas de laminação a frio e recozimento para reversão [Dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia – IME; 2016.
- 15 Silva CS. Formação e reversão da martensita induzida por deformação nos aços inoxidáveis austeníticos 304L e 201LN [Dissertação de mestrado]. Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia – IME; 2017.