

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA EM DISTINTAS TEMPERATURAS NA MICROESTRUTURA DE UM AÇO COM ADIÇÃO DE Al E Nb*

Mônica Aline Magalhães Gurgel¹

Larissa Fernandes Nunes¹

Eustáquio de Souza Baêta Júnior¹

Ramón Alves Botelho²

Leonardo Sales Araújo³

Luiz Paulo Mendonça Brandão⁴

Andersan dos Santos Paula⁵

Resumo

As diversas aplicações de materiais metálicos fazem com que essa área esteja em constante desenvolvimento, sendo a indústria automobilística um setor que promove diversos desafios para a indústria siderúrgica. A partir dessas pesquisas foram desenvolvidos diversos materiais dentre eles aços assistidos pelo efeito da plasticidade induzida pela transformação (TRIP). Recentemente foram observados em aços com alto teor de alumínio características bem interessantes, que necessitam de melhor entendimento. Sendo assim esse trabalho avalia a influência do tratamento térmico de têmpera, com distintas temperaturas de encharque, em uma liga com alto teor de alumínio e adição de nióbio através de microscopia óptica e análises de difração de Raios X. A partir dos resultados obtidos verificou-se que quanto mais elevada a temperatura de encharque empregada no tratamento térmico, maiores os percentuais de martensita formados na microestrutura, indicando que o encharque deu-se em um campo intercrítico de coexistência de austenita e ferrita, e que há um consumo na fração de ferrita pró-eutetóide pré-existente que contribui para o empobrecimento em elementos de ligas da austenita e menor fração de austenita retida associada ao constituinte martensita-austenita (MA).

Palavras-chave: Aços TRIP; Caracterização microestrutural; DRX.

QUENCHING HEAT TREATMENT INFLUENCE ON DIFFERENT TEMPERATURES IN A STEEL MICROSTRUCTURE WITH Al AND Nb ADDITION

Abstract

The diverse applications of metallic materials make this area in constant development, being the automobile industry a sector that promotes several challenges for the steel industry. From this research were developed several materials among them steels assisted by the transformation induced plasticity (TRIP) effect. It has recently been observed in steels containing high aluminum the possibility of very interesting characteristics that need a greater understanding. Thus, this work evaluates the influence of quenching heat treatment, with distinct soaking temperatures, on steel with high aluminum content and niobium addition through optical microscopy and X-ray diffraction analysis. From the results obtained, it was verified that the higher the soaking temperature applied in heat treatment higher the martensite formed percentage in the microstructure, indicating that the soaking took place in an intercritical field of austenite and ferrite coexistence and that there is a consumption in the pro-eutectoid ferrite fraction pre-existent that contributes to the alloy elements impoverishment in austenite and a smaller retained austenite fraction associated to the martensite-austenite (MA) constituent.

Keywords: TRIP steels; Microstructural characterization; XRD.

- ¹ Eng^{o/a} Metalurgista, M.Sc, Doutorando(a) em Ciência dos Materiais, 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. de Materiais, M.Sc., Doutor em Ciência dos Materiais, PPGCM, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ³ Eng. Metalurgista, D.Sc., Professor Adjunto da Universidade Federal do Rio de Janeiro (UFRJ), Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ⁴ Eng. Metalurgista, D.Sc., Professor Titular do PPGCM e da Graduação em Engenharia de Materiais, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- ⁵ Eng^a Metalurgista, M.Sc., D.Sc., Professora Associada do PPGCM e da Graduação em Engenharia de Materiais, SE-8, IME, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As diversas pesquisas envolvendo aços para processos de conformação e dobramento estão sempre focadas em adquirir resistência mecânica sem que ocorra perda significativa de ductilidade. Nas últimas décadas o desenvolvimento desta área, está focado nos aços avançados, os quais são conhecidos por possuírem alta resistência mecânica, resultante da adição de distintos elementos de liga e combinações de fases bem variadas. Estes aços são classificados como aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels - AHSS*) [1].

Dentre esses aços em desenvolvimento tem-se os aços assistidos pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) que tem despertado grande interesse na indústria automotiva pelas suas características de alta resistência, boa conformabilidade e alta capacidade de absorção de energia. Eles possuem microestrutura multifásica obtida através da adição de elementos de liga como manganês, silício entre outros além da aplicação de tratamentos térmicos [2-5]. Quando o aço TRIP é deformado plasticamente ocorre transformação gradual da austenita retida em martensita, evitando a estrição e resultando em maior alongamento uniforme [6,7].

Portanto, as pesquisas com os aços passíveis de efeito TRIP vêm evoluindo desde sua descoberta, a partir dos aços completamente austeníticos de elevado custo de fabricação, seguido pelos aços assistidos pelo efeito TRIP que possuem custo mais reduzidos. Os aços assistidos pelo efeito TRIP são assim denominados por não serem completamente austeníticos, ou seja, sua microestrutura possui uma quantidade menor de austenita retida que coexiste juntamente com outras fases, como ferrita, martensita e bainita. Os elementos de liga adicionados a essa classe de material têm como finalidade otimizar a fração de austenita retida, aumentar a dureza da ferrita, controlar a precipitação de cementita, e promover a formação de bainita em detrimento a perlita [8].

Entretanto, em um trabalho com base em simulações computacionais realizado por Chatterjee [9], onde fez-se a substituição do silício por alumínio, com a finalidade de maximizar a fração de austenita retida e melhorar a qualidade superficial das chapas, permitiu a formação de uma liga com uma microestrutura diferenciada, que incluía ferrita δ . Esta diferença foi atribuída a presença de alumínio, que possui a capacidade de estabilizar a ferrita δ , sendo denominada a liga com essas características de δ -TRIP [9].

Elementos de liga como é o caso do alumínio são ferritizantes e também favorece a estabilização da austenita (γ) por dificultar a precipitação da cementita durante a transformação bainítica [10]. O teor de carbono da austenita na região de interface entre as duas fases (matriz e austenita) aumenta com a adição de Al, atrasando a transformação bainítica e as propriedades mecânicas do aço são melhoradas devido a boa estabilidade da austenita retida [11]. Já o nióbio, que também foi adicionado a essa liga em estudo, quando em solução sólida retarda a recristalização e a cinética da austenita para a transformação da ferrita [12]. Além disso, aumenta a quantidade relativa de austenita retida em aproximadamente 25%, o que pode melhorar significativamente as propriedades mecânicas do aço [13,14].

Como é um aço descoberto recentemente é necessário um maior conhecimento sobre suas transformações de fase com a finalidade de otimizar as propriedades físicas e mecânicas. Uma maneira de avaliar esses fatores é através de tratamentos térmicos, onde operações de aquecimento e/ou resfriamento são realizadas com o intuito de obter requisitos microestruturais para estágios intermediários do processo

de produção, assim, como para aplicação em produtos finais [15]. Além do histórico termomecânico imposto no material nos processos de deformação a quente e a frio, a temperatura de encharque, as taxas de aquecimento e de resfriamento e os elementos de liga presentes são os principais fatores que influenciarão as microestruturas formadas a partir destes tratamentos, e conseqüentemente as propriedades mecânicas do componente tratado.

Para que o material seja assistido pelo efeito TRIP é necessária uma estabilização mecânica da austenita que ocorre quando discordâncias retardam ou suprimem a transformação martensítica, existindo um valor crítico de deformação plástica para essa estabilização. O enriquecimento de carbono na austenita modifica a estabilidade e o movimento das discordâncias dessa fase, ou seja, o controle da transformação é realizado pela quantidade de carbono dissolvido na austenita [8,9,10].

Sendo assim, este trabalho tem como objetivo realizar a caracterização microestrutural de um aço 0,4%C, 5,6%Al e 0,6%Nb (% em peso), que foi submetido a diferentes temperaturas de tratamentos térmicos de têmpera com etapa de resfriamento em água, para buscar o “congelamento” da microestrutura formada no encharque fases presentes ou relação com os respectivos produtos de transformações de fase, quanto a formação e enriquecimento da austenita na temperatura de encharque, além de verificar a homogeneização do material, visto que Gurgel [16] verificou a necessidade de uma melhor análise quanto esses fatores na liga em estudo.

2 DESENVOLVIMENTO

2.1 Material e Método

Neste trabalho foi utilizada uma liga com alto teor de alumínio e a adição de nióbio, denominada de liga A1, conforme mostrado na Tabela 1 da sua composição química, na condição forjada a quente.

Tabela 1. Composições das ligas em estudo (% em peso).

Liga	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Al	%Nb
A1	0,40	0,50	0,20	0,10	5,6	0,6

As amostras cortadas com dimensões de 10 mm de largura x 10 mm de espessura e 20 mm de comprimento foram tratadas em um forno Mufla pré-aquecido nas temperaturas de 900 °C, 1000 °C, 1100 °C e 1200 °C onde foram mantidas na temperatura de encharque por 30 minutos (tratamento isotérmico), seguido de um resfriamento em água.

O estudo foi realizado via microscopia óptica (MO) com intuito de verificar a homogeneidade e as características da microestrutura resultantes das temperaturas de encharque empregues no tratamento térmico, além das análises de difração de raios X para verificação das fases presentes.

Para a realização dessas análises retirou-se uma parte da amostra tratada termicamente, que foi embutida a quente em resina fenólica, em seguida lixadas em uma lixadeira/politriz giratória com lixas d'água de carbetto de silício (220 a 2000 Mesh) e posteriormente realizou-se polimento mecânico com alumina (1; 0,3 e 0,05 µm) utilizando água destilada como lubrificante. Para revelar a microestrutura utilizou-se uma solução de Nital 3%.

Para obter as micrografias utilizou-se um microscópio óptico do fabricante Olympus BX-53M – acoplado a uma câmera digital LC20, controlada pelo software de aquisição e análise de imagens LCMicro, ambos originais da Olympus. A difração de raios X, foi realizada em um difratômetro modelo X'PERT PRO MRD da PANalytical, com detector PIXel de 255 canais e software Data Colector – Absolute Scan. Adotou-se a configuração foco linha para a obtenção dos difratogramas, tensão e corrente do equipamento de 40 kV e 40 mA, respectivamente, filtro de ferro e o tubo de cobalto. Os parâmetros de medida para cada amostra foram ângulos de 2Theta iniciais e finais de 45° a 110°. Para a identificação dos picos difratados referente ao material fez-se análise qualitativa das fases cristalinas presentes através da comparação do ângulo de difração de Bragg, distância interplanar e da intensidade relativa dos principais picos, com as fichas do banco de dados JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*).

2.2 Resultados e discussão

Na Figura 1 tem-se amostra A1 na condição de como recebida (apenas forjada), antes de passar pelo tratamento térmico, onde verifica-se uma microestrutura homogênea, aparentemente alinhada, provavelmente correspondente a uma matriz ferrítica com uma segunda fase composta por grãos perlíticos, que podem ser melhor visualizados na Figura 1b.

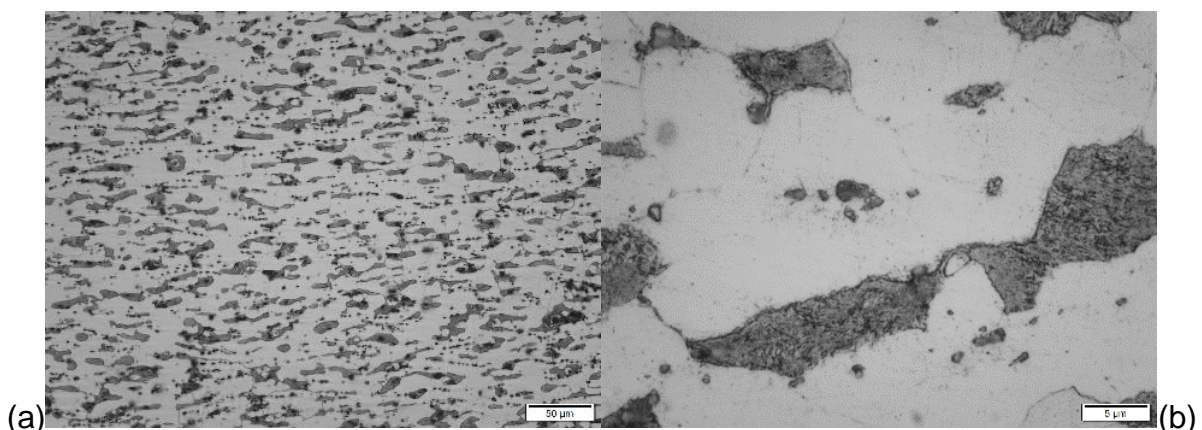


Figura 1. Amostra forjada A1, com a microestrutura observada nos aumentos de (a) 100x e (b) 1000x.

Na figura 2 são apresentados os difratogramas obtidos para todos os tratamentos térmicos de têmpera realizados com distintas temperaturas de encharque nesse trabalho.

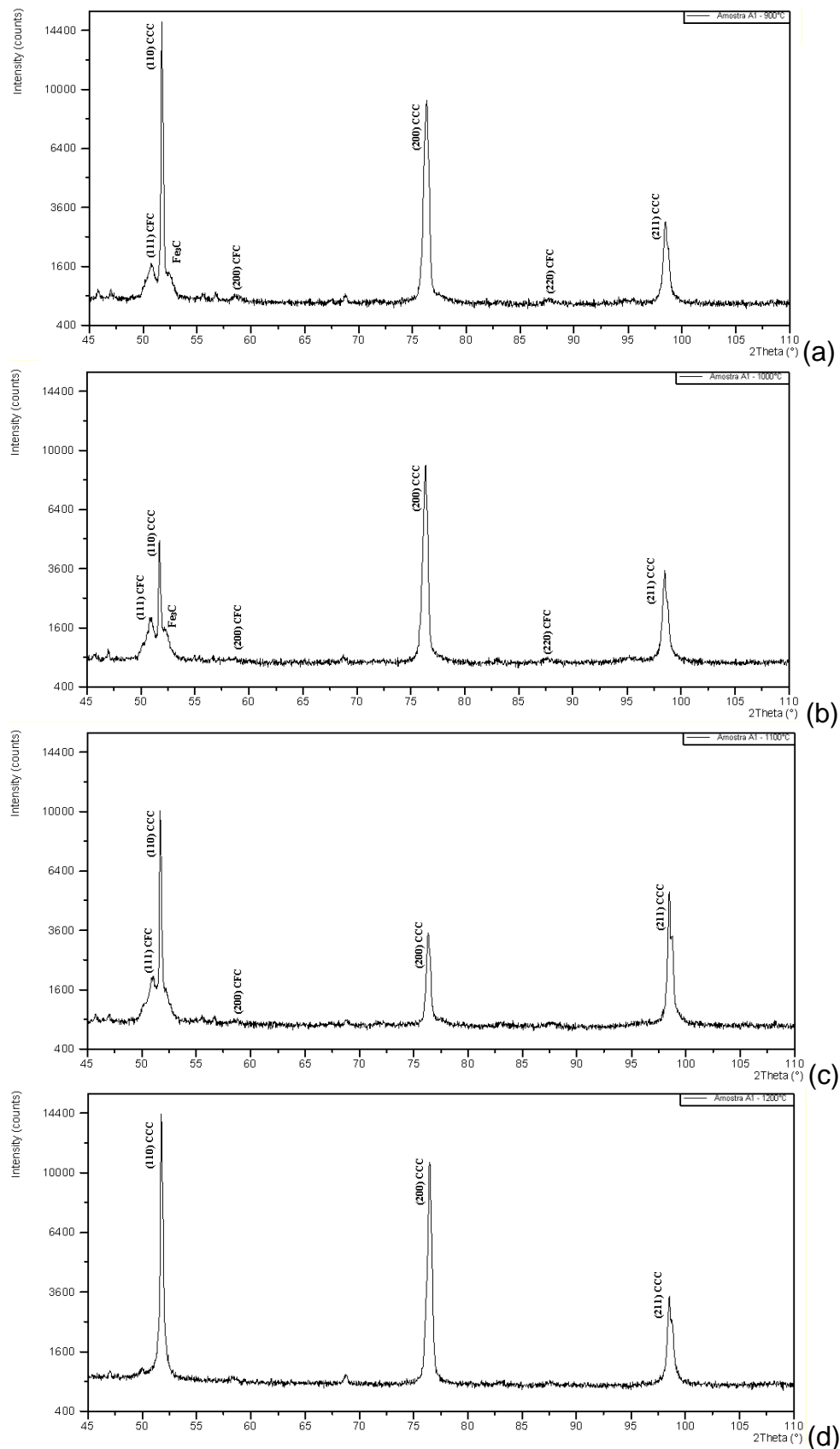


Figura 2. Difrátogramas da amostra A1 – forjada e posteriormente submetida ao tratamento térmico nas distintas temperaturas de encharque: (a) 900 °C; (b) 1000 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C.

De forma geral, pode-se observar nos difratogramas (Figura 2) que apesar das distintas temperaturas aplicadas nos tratamentos térmicos a fase ferrítica (CCC) se mantém presente, porém a sua intensidade varia reduzindo com o incremento da temperatura, onde será necessário uma quantificação de fase para melhor determinar a fração dessa fase, visto que, principalmente na temperatura mais elevada ocorre a sobreposição do pico de ferrita com o pico da martensita gerada na têmpera. Neto [17] afirma que os planos (110) CCC, (200) CCC e (211) CCC com os ângulos de difração próximos a 52°, 77° e 100° respectivamente, em tubo de cobalto, são característicos da ferrita- α , e podem ser identificados também pela ficha JCPDS 00-006-0696.

Os picos que apresentam 2Theta em aproximadamente 52,5°, a direita do pico da ferrita (110), para as temperaturas de 900 °C, 1000 °C, 1100 °C podem ser referentes a cementita, segundo a avaliação na ficha JCPDS: 03-065-0393, pois de acordo com a ficha o pico de maior intensidade desse composto químico refere-se a essa posição no difratograma.

Ao avaliar a austenita percebe-se que os seus picos são mais evidentes apenas na temperatura de 900 °C, visto que seus planos são (111) CFC, (200) CFC, (220) CFC com os ângulos de difração de aproximadamente 51°, 59° e 89°, sendo assim pode-se inferir que para essa temperatura a austenita está enriquecida em elementos de liga e carbono, enquanto que para temperaturas de encharque superiores há um provável empobrecimento em elementos de liga na austenita. No caso do tratamento a 900 °C, este seria o único onde a temperatura de fim de formação da martensita pode estar significativamente abaixo da temperatura ambiente, de modo que, mesmo com o resfriamento em água houve condições para que a mesma não fosse atingida, e certa quantidade de austenita retida conserva-se no material em análise. Portanto, verifica-se que os picos da austenita e cementita foram diretamente influenciados pela temperatura de tratamentos térmicos aplicados.

Assim deve-se observar que o teor de carbono na austenita não depende apenas do teor de carbono total do aço, mas também da temperatura utilizada no encharque para formação da mesma de modo que a sua temperabilidade varia com essa temperatura.

Os picos referentes a martensita que possivelmente se fazem presentes, são de difícil distinção devido a sobreposição dos picos difratados que correspondem as fases ferrita e martensita, pois possuem os mesmos ângulos de difração pela proximidade dos parâmetros de rede das estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e tetragonal de corpo centrado (TCC).

Os picos não identificados podem ser correspondentes a precipitados, porém devido a uma baixa fração volumétrica presente e limites da técnica de DRX nestas condições, é necessária uma melhor verificação com auxílio de outras técnicas.

Nas Figuras de 3 a 6 são apresentadas as micrografias das amostras após o tratamento térmico em todas as temperaturas selecionadas.

Na micrografia referente ao tratamento térmico a 900 °C (Figura 2) observa-se a presença da segunda fase em menores percentuais quando comparado a microestrutura da amostra forjada (Figura 1). Essa redução da segunda fase pode estar relacionada há fenômenos ocorridos na temperatura de encharque como: um aparente incremento no tamanho de grão ferrítico pró-eutetóide, incremento do limite de solubilização dos elementos de liga na ferrita, dissolução dos carbonetos associados a cementita da perlita existente na condição forjada e transforma-se no encharque em austenita nas regiões de contorno da ferrita pró-eutetóide, por fim está austenita transforma em constituinte martensita-austenita (MA) no resfriamento

em água. O que corrobora com o difratograma apresentado na Figura 2a, que pode ser também um indicativo de deslocamentos das temperaturas de início e fim da transformação da martensita e que mesmo com o resfriamento brusco em água foi possível observar austenita retida.

Na micrografia resultante do tratamento térmico na temperatura de 1000 °C (Figura 3) observa-se uma maior formação de grãos do constituinte MA, assim tem-se uma redução da matriz ferrítica do material e incremento no seu tamanho de grão. Pode-se inferir que nesta temperatura de encharque para além do incremento no tamanho de grão ferrítico pró-eutetóide e redução na sua fração, ocorreu também o incremento na fração de austenita que deu origem no constituinte MA. Com estas evidências, é provável que a fração de ferrita consumida no encharque pela transformação em austenita resultou em um empobrecimento em elementos de ligas, quando comparadas as temperaturas de 1000 °C com 900 °C, o que resultou ainda na presença de austenita retida, porém em menor quantidade como destacado pelo difratograma (Figura 2b), além da presença de cementita.

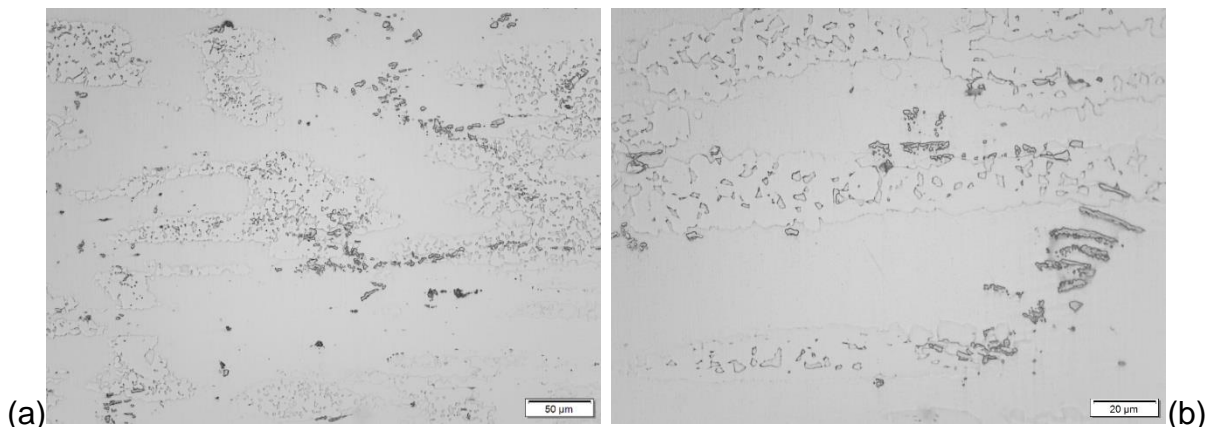


Figura 3. Amostra A1, tratamento térmico a 900 °C por 30 min, com a microestrutura observada nos aumentos de (a) 200x e (b) 500x.

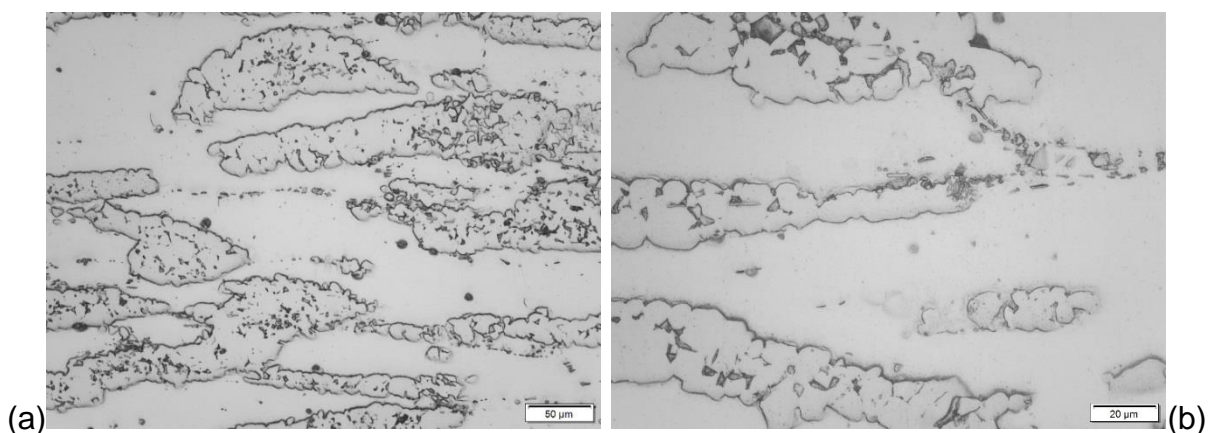
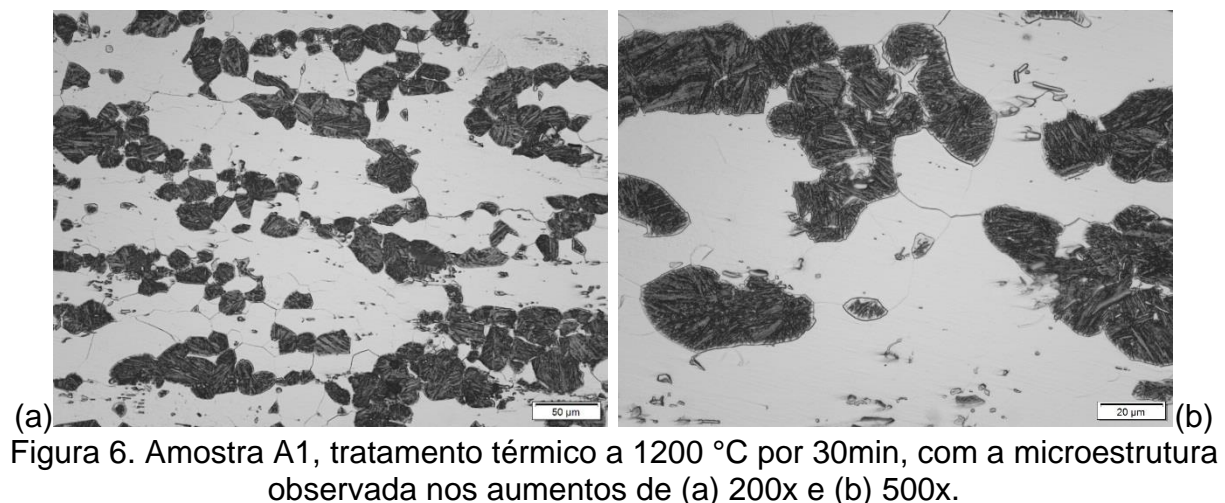
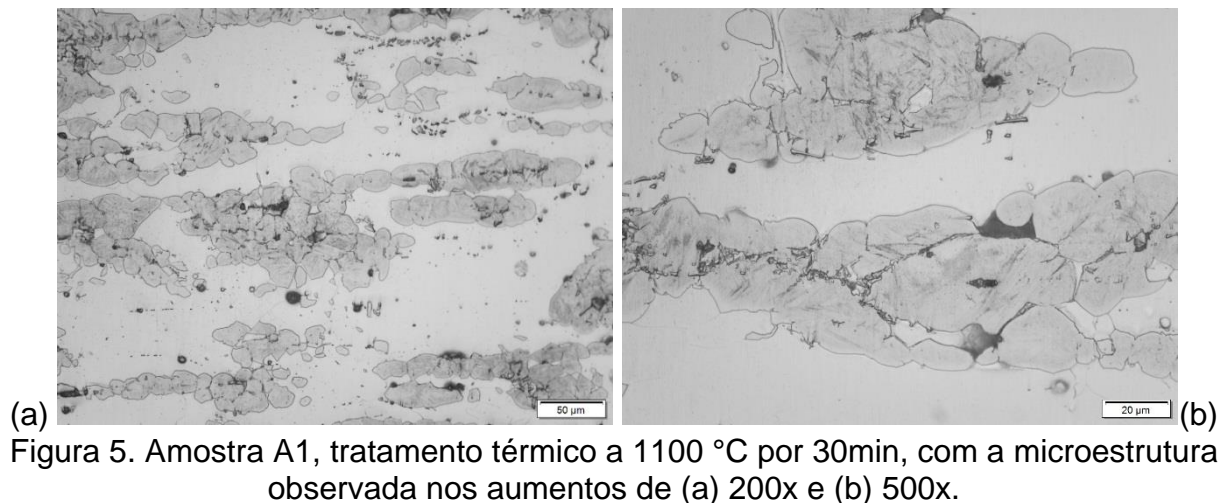


Figura 4. Amostra A1, tratamento térmico a 1000 °C por 30 min, com a microestrutura observada nos aumentos de (a) 200x e (b) 500x.

Ao incrementar para as temperaturas de 1100 °C e 1200 °C (Figuras 5 e 6), respectivamente, tem-se uma maior fração de constituinte MA em relação as temperaturas anteriores. O tratamento realizado promoveu um maior consumo da fração de ferrita pró-eutetóide em prol do incremento da fração de austenita formada no encharque, onde está austenita provavelmente apresentou um empobrecimento

em elementos de liga, reduzindo assim sua temperabilidade devido ao suposto incremento nas temperaturas de início e fim da transformação martensítica (M_i e M_f). Com isto a martensita formada que se faz presente no constituinte MA coexiste com um percentual de austenita retida em menor quantidade, mas ainda detectável pela técnica de DRX. Essa transformação foi mais expressiva para a amostra tratada a 1200 °C. Em relação as análises de difração de raios X, observa-se que o difratograma da amostra tratada a 1200 °C (Figura 2d) não apresentou picos referentes a austenita, sendo indicativo que a fração de martensita incrementou devido ao incremento da temperatura M_f pelo maior empobrecimento de elementos de liga na austenita, onde provavelmente a fração de austenita retida faz-se abaixo do limite de detecção da técnica de DRX. Observa-se também que ocorreu um aumento na intensidade dos picos nos ângulos de difração associados a ferrita, podendo assim supor que ocorreu um incremento na fração da martensita, já que existe uma sobreposição dos picos desta com os picos de ferrita, somado as evidencias microestruturais da redução dos grãos de ferrita e incremento do constituinte MA.



Quando avalia-se a influência dos elementos adicionados a essa liga em estudo em função da microestrutura e dos difratogramas obtidos pode-se observar que o alumínio e o nióbio possivelmente ampliaram o campo intercrítico de coexistência da

ferrita e austenita, visto que, na temperatura de 900 °C ainda foi possível ver a presença de uma grande fração de segunda fase.

Portanto de acordo com os resultados obtidos, análises complementares serão necessárias com a finalidade de compreender melhor a influência do tratamento térmico nessas ligas em estudo, como:

- Análises via microscopia eletrônica de varredura que pode ser utilizada como alternativa a microscopia óptica para verificação dos detalhes das fases, já que com ela é possível verificar em maiores aumentos e resolução detalhes da morfologia de cada fase (martensita e carbonetos finos precipitados), a composição química aproximada e parâmetros de rede de cada fase [8], com uso dos detectores de elétrons secundários (SE), retroespalhados (BSE), espectrometro de energia dispersiva de Raios X (EDS) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

- Ensaios de dilatométrica de temperatura para obtenção de diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) em função da temperatura de encharque e subsequente composição química da austenita formada e com isso melhor entender os deslocamentos das curvas de transformação difusional e mistas e valores das temperaturas de M_i e M_f , associadas a análise quantitativa de cada microestrutura final resultante, para assim melhor selecionar as condições de tratamento térmico a serem adotadas para obtenção de efeito TRIP neste aço.

3 CONCLUSÃO

A partir dos estudos realizados pode-se concluir que:

- Que após os tratamentos as amostras apresentaram uma microestrutura homogênea com uma matriz ferrítica em todas as condições avaliadas, porém com decréscimo da fração desta fase em prol do incremento do constituinte MA.
- Quanto maiores as temperaturas utilizadas nos tratamentos térmicos, maior a fração de constituinte MA formado e menor a evidência da fração de austenita retida por um possível empobrecimento em elementos de liga na austenita formada no encharque devido ao consumo da ferrita pró-eutetóide pré-existente. Isso ficou bem evidenciado com uso da temperatura de encharque de 1200 °C e subsequente resfriamento em água, que apresentou uma fração elevada de constituinte MA e uma matriz ferrítica, sem evidências de austenita retida e cementita.

Agradecimentos

Os autores agradecem às instituições pelo apoio prestado na execução do presente trabalho: UFRJ e ForjaRio. A.S.P. agradece a bolsa de produtividade à pesquisa (PQ-

2) do CNPq (Processo 307798/2015-1) e a FAPERJ (Projeto E-26_010-001920_2015). M.A.M.G, E.S.B.J e L.F.N. agradecem a bolsa de doutorado subsidiada pela CAPES vinculada ao PPGCM/SE8-IME. E.S.B.J agradece a nova bolsa de doutorado subsidiada pelo CNPq vinculada ao PPGCM/SE8-IME.

REFERÊNCIAS

- 1 Tsipouridis, P. Mechanical properties of Dual-Phase steels. Doktor-Ingenieurs [dissertation] – Technische Universität München, München, 2006
- 2 De Cooman, B.C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite, *Current Opinion in Solid State & Materials Science*. 2004;8:285-303.
- 3 Jacques, P.J. et al. The developments of cold-rolled TRIP assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted steels. *ISIJ International*. 2001;v41:n.9:1068-1074.
- 4 Srivastava, A.K., et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C-MnSi TRIP-aided steel. *Materials Characterization*. 2006;v.57:127-135.
- 5 Kim, S.J., et al. Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold rolled steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001;v32:n.3: 505-514.
- 6 Srivastava, A.K. et al. Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel, *Materials Science and Engineering A*. 2007;v.445-446:549-557.
- 7 Kaneko, Y. et al. Material characteristics of TRIP steel with self-diagnosis and application to structural systems. *Smart Materials Structures*. 2007;v.16:2464-2476.
- 8 Yi, H.L. δ -TRIP Steel. Pohang:Pohang University of Science and Technology, 2010
- 9 Chatterjee, S. Transformations in TRIP-assisted Steels: Microstructure and Properties. Cambridge: Darwin College, University of Cambridge, 2006.
- 10 Chatterjee, S.; Muruganath, M.; Bhadeshia, K. D. H. δ -TRIP steel. In: *Materials Science and Technology*. 2007; v. 23, n. 7:819-827.
- 11 Peng Ji-bo, Hu Jiang, Gong-Ting Zhang, Li-Ben Chen, Na-Qiong Zhu, Yan-Lin He. In situ analysis of retained austenite transformation in high-performance micro alloyed trip steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2017;24:313-320.
- 12 Krizan, L. D.; Barbe´, B.C.D. Cooman, J. Antonissen, The influence of micro-alloying elements on the mechanical properties of cold rolled C-Mn-Al-Si-P TRIP steels, in: M. Militzer, W.J. Poole, E. Essadiqi (Eds.), *International Symposium on Transformation and Deformation Mechanisms in Advanced High Strength Steels*, Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum, Vancouver, British Columbia, Canada. 2004;395-409.
- 13 Liu, X., P. Karjalainen, J. Pertula B. Hutchinson, et al. (Eds.), *Thermo-mechanical processing in theory. Modelling and Practice*, ASM, Estocolmo, Suécia. 1996;240-248.
- 14 Onink, M., Th.M. Hoogendoorn, J. Colijn, *Material Science Forum*, 1998;284-286, 185-192.
- 15 Chiaverini, V., *Aços e Ferros Fundidos*, 7ª. Ed. São Paulo: ABM, 2008.
- 16 Gurgel, M.A.M.; Cruz, R.B.; Botelho, R.A.; Baêta Júnior, E.S.; Araújo, L.S.; Brandão, L.P.M.; Paula, A.S. Avaliação da homogeneidade microestrutural em aços com alto alumínio e distintas adições de carbono e nióbio forjado a quente,. In: *73º Congresso Anual da ABM*, São Paulo, 2018; 2564-2574. ISSN: 2594-5327, DOI 10.5151/1516-392X-31987.

- 17 Neto, J. R. d. B. Evolução da microestrutura e da textura cristalográfica durante a etapa de aquecimento do recozimento de um aço IF, Dissertação de mestrado apresentada ao programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, UFC, Fortaleza, CE, 2013