

INFLUÊNCIA DA PRESENÇA DE ELEMENTOS MICROLIGANTES E DO PROCESSO DE LAMINAÇÃO TERMOMECÂNICA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS EM UMA BARRA DE AÇO ESPECIAL*

Carolina Elgert¹
Felipe Bastos²
José Roberto Bolota³
Leila Teichmann⁴

Resumo

O impacto de alguns elementos microligantes no tamanho de grão e nas propriedades mecânicas obtidas em diferentes rotas de processamento foi estudado neste trabalho para uma laminação de barras de aços especiais, *special bar quality* em inglês, SBQ. Esse estudo compreende as etapas iniciais da metodologia para o desenvolvimento de um modelo capaz de prever o comportamento da microestrutura e as propriedades mecânicas obtidas em processos de laminação de barras, que é pouco difundido para aços microligados. Foram testadas duas variações de aços microligados, com diferentes percentuais de Nb e Ti. A rota de processamento mostrou um papel fundamental para a obtenção de melhores propriedades mecânicas nos aços testados – um aprimoramento considerável foi observado quando o material foi laminado seguido uma sequência termo-controlada.

Palavras-chave: Barras de aços especiais; Aços microligados; Laminação termo-controlada.

INFLUENCE OF THE PRESENCE OF MICROALLOYING ELEMENTS AND THERMOMECHANICAL ROLLING PROCESS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OBTAINED IN A SBQ STEEL

Abstract

The impact of some microalloying elements on the mechanical properties obtained under different processing routes was studied in this work for a hot rolled SBQ steel. This investigation comprehends the initial steps of the methodology to the development of a model that is able to predict the microstructure behavior and the mechanical properties obtained in the hot rolling of long products, what is steel few related for microalloyed steels. Two variations of microalloyed steels were tested, with different amounts of Nb and Ti. The processing routes were also a key point to enhance better mechanical properties – a considerable improvement was observed when the material was processed under a thermo-controlled schedule.

Keywords: Special bar quality; Microalloyed steels; Thermo-controlled rolling.

¹ Eng. Materiais, MSc, doutoranda, Assessora Técnica de Pesquisa, Desenvolvimento e inovação, Gerdau Aços Especiais Brasil S.A, Charqueadas-RS, Brasil

² Eng. Mecânico, MSc, Eurosport, São Paulo-SP, Brasil

³ Eng. Metalúrgico, José Roberto Bolota, Consultor, CBMM, São Paulo-SP, Brasil.

⁴ Eng. Materiais, MSc, doutoranda, Assessora Técnica de Pesquisa, Desenvolvimento e inovação, Gerdau Aços Especiais Brasil S.A, Charqueadas-RS, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Aços de aplicações automotivas, de um modo geral, devem apresentar boa combinação de resistência mecânica sem sacrificar outras propriedades, como a ductilidade e a tenacidade. Uma alta resistência e boa ductilidade estão associadas à necessidade desses materiais de serem facilmente conformados, e um bom comportamento de tenacidade é fundamental para garantir a vida do componente em uso. Considerando todos esses requisitos, o refino de grão é o único mecanismo capaz de garantir simultaneamente o aumento de resistência mecânica, tenacidade e ductilidade. A Figura 1 mostra o papel fundamental do refino de grão, comparando o comportamento da vida em fadiga de um aço para construção para diferentes classes de tamanhos de grãos [1].

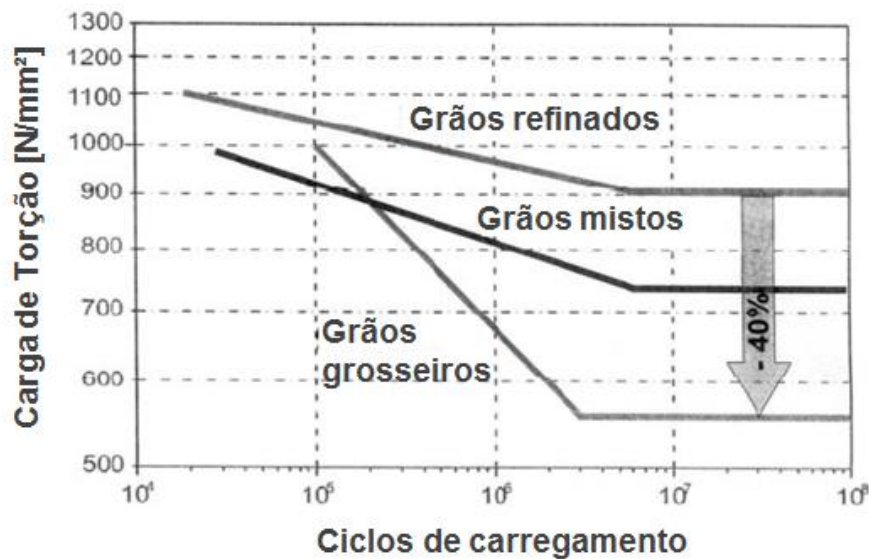


Figura 1. Curvas de fadiga de um aço 20MnCr5 [1] para diferentes tamanhos de grãos obtidos.

Aços com grãos refinados são obtidos via processos de laminação termo-controlada, ou termomecânica, LTM. Nesse tipo de laminação, elementos microligantes tais como o Nb e o Ti podem ser utilizados para controlar o comportamento da microestrutura da austenita antes e durante o processo de laminação. O Ti é normalmente utilizado para atrasar o crescimento de grão de austenita no forno de reaquecimento, antes da laminação, uma vez que os precipitados não entram em solução nas temperaturas de reaquecimento normalmente utilizadas [2]. Já o Nb atua no refino de grão por diferentes mecanismos: o primeiro é atrasando a recristalização quando em solução sólida, impedindo o crescimento do grão da γ recristalizada durante o processamento. O segundo é quando precipita induzido por deformação durante o processo de laminação; em temperaturas determinadas, nesse caso, a contribuição é suficiente para suprimir a recristalização, e levar ao acúmulo de deformação no interior dos grãos de γ , que contribuirá para o refino do grão de α durante a transformação de fases. A quantidade de Nb remanescente em solução sólida ao final da laminação contribuirá ainda para o endurecimento por precipitação durante a transformação de fases.

O estudo das temperaturas de processamento é então fundamental para o desenho de uma LTM. No campo de produtos planos, tais como aços para tubos e chassis de

automóveis, a aplicação de aços microligados e de estratégias de laminação termo-controlada para o refino de grãos é amplamente difundida. A aplicação desses aços, no entanto, não é potencialmente explorada nos produtos de construção mecânica, ou aços de engenharia. Por outro lado, as atuais demandas por aços com maior resistência a um menor custo têm elevado o potencial para a aplicação desses aços e processos no âmbito dos aços especiais. A definição de uma LTM possibilita melhor balanço de elementos microligantes na liga, levando à redução de custos de produção e do produto final, por exemplo, através da redução de peso de componentes. Por isso, trabalhos atuais têm mostrado a necessidade de se desenvolver uma prática de melhor processamento de produtos longos, do ponto de vista da metalurgia aplicada [3].

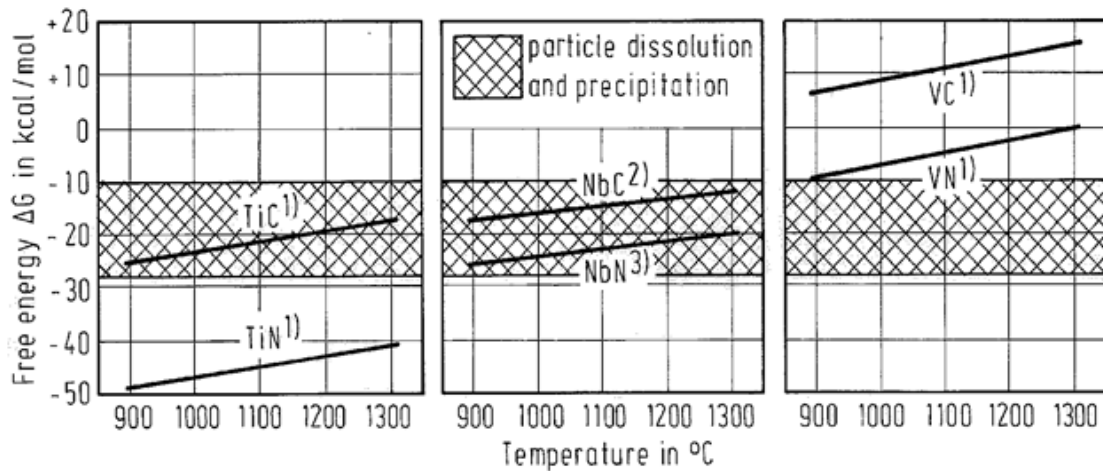
O objetivo desse trabalho é estudar a influência dos parâmetros termomecânicos e da adição de elementos microligantes em barras laminados de aços especiais, através de testes industriais. Essa é a etapa inicial de uma metodologia que possibilite desenvolver posteriormente um modelo capaz de prever a evolução da microestrutura e as propriedades mecânicas de aços microligados para aplicações em produtos longos. Primeiramente, uma revisão dos conceitos de LTM e das temperaturas críticas de processamento é realizada. Em seguida, a rota de processamento utilizada para a laminação de uma barra com um aço DIN 20CrMn5 MOD é apresentada. Dentre os resultados obtidos, verifica-se que os aços processados via processo termo-controlado apresentaram melhoria significativa nas propriedades mecânicas em relação aos aços laminados pelo processo convencional, com exceção do limite de resistência.

2 LAMINAÇÃO TERMOCONTROLADA

A fabricação de aços com grãos refinados se dá através da LTM. O principal objetivo desse tipo de processamento é o controle da microestrutura durante a laminação, de modo que o maior refino e melhor homogeneidade na distribuição dos grãos de γ sejam obtidos durante uma primeira parte do processo, e que a recristalização seja completamente suprimida nos passes finais. Dessa forma, o conhecimento das temperaturas críticas de laminação é requerido para delimitar as etapas do processo. Essas temperaturas são calculadas considerando a composição química do aço, e a partir delas é possível dividir a laminação em etapas, tais quais: o reaquecimento do tarugo, laminação com recristalização, Tipo I, e laminação sem recristalização, Tipo II. Cada uma dessas etapas é resumida no que se segue.

Na primeira etapa de uma LTM, que compreende o reaquecimento do tarugo, o crescimento do grão de austenita deve ser o menor possível. É conveniente utilizar elementos microligantes cujos precipitados não entram em solução durante as temperaturas praticadas no reaquecimento e, atuarão assim, como controladores do crescimento do grão de austenita no forno, como o Ti, por exemplo. O reaquecimento deve ainda garantir a dissolução dos compostos precipitados de outros microligantes que atuarão, durante ou após, o processo de laminação, como o Nb, por exemplo. O conhecimento da temperatura de dissolução desses elementos é importante e é primeira temperatura crítica a ser considerada para uma LTM. O cálculo das temperaturas de solubilização envolve uma correlação entre o produto de solubilidade dos compostos do microligante em questão e a relação estequiométrica entre os elementos envolvidos. No caso do Nb, a relação deve levar em conta o Nb,

o C e o N livre da liga. A Figura 2 mostra as curvas de solubilidade dos principais elementos microligantes.



1) H.China a. K.Wada 2) H.Nordberg a. B. Aronsson 3) R.P. Smith

Figura 2. Curvas de solubilidade dos principais elementos microligantes.

Pela Figura 2 é possível ver que o Nb é o elemento cujos precipitados se formam usualmente às temperaturas aplicadas na laminação, o que faz com que seja utilizado como elemento chave para controlar o atraso e a supressão da recristalização para o refino de grão. A laminação é então definida por três regiões. A Figura 3 mostra essas regiões e as temperaturas que delimitam cada uma delas.

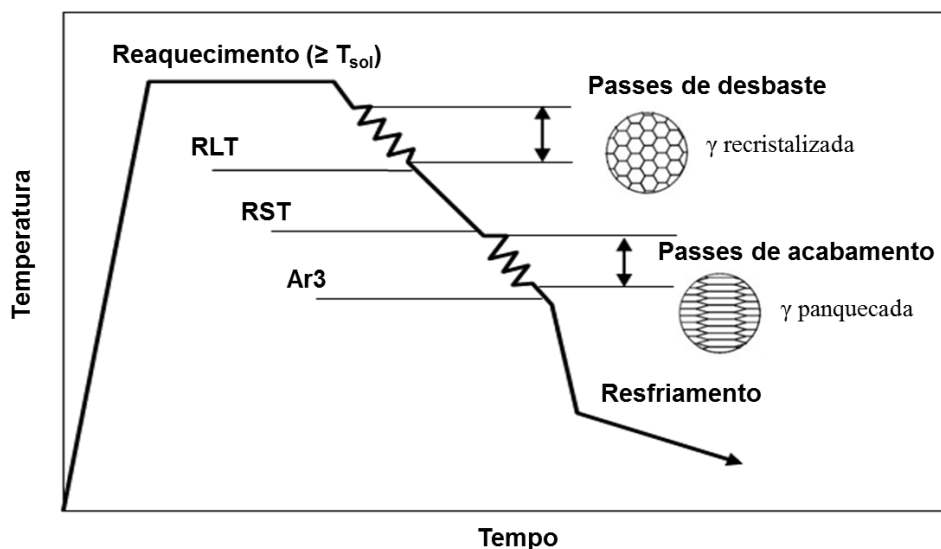


Figura 3. Regiões de aplicação da deformação em uma laminação termocontrolada.

Na primeira região, que compreende os passes de laminação realizados às **temperaturas mais altas**, normalmente o desbaste, a microestrutura inicial proveniente do reaquecimento é redefinida. Buscando obter maior refino e homogeneidade possível dos grãos de austenita nessa etapa, é importante que recristalização completa seja atingida sem que haja crescimento posterior desses grãos. O Nb em solução sólida contribui para suprimir o crescimento de grãos nesse estágio do processo. A segunda região de LTM compreende geralmente as temperaturas observadas nos passes intermediário e/ou de acabamento. Durante

essa etapa, a recristalização deve ser totalmente suprimida de modo que os grãos de austenita obtidos após cada passe acumulem as deformações aplicadas, atingindo uma forma alongada, ou *panquecados*. Com o *panquecamento* dos grãos de γ , há um aumento considerável da área superficial de contornos de grãos, o que propicia mais sítios para a nucleação da ferrita durante a transformação de fases. Os grãos de ferrita obtidos são assim mais finos. Essas duas regiões de laminação comentadas são delimitadas pela *temperatura de limite de recristalização*, RLT, e pela *temperatura de término de recristalização*, RST. Acima da primeira temperatura recristalização completa deve ser obtida, e abaixo da segunda temperatura a recristalização deve ser suprimida. Na região que compreende as temperaturas entre RLT e RST, Tipo III, um estado de microestrutura mista é observado, com a presença de grãos recristalizados e de grãos *panquecados*. Bai *et al.* [4] descreveram as equações para se calcular a RLT e a RST para aços microligados ao Nb como:

$$RLT(^{\circ}C) = 174 \cdot \log \left[Nb \times \left(C + \frac{12}{14} N \right) \right] + 1444 \quad (1)$$

$$RST(^{\circ}C) = RLT - 75 \quad (2)$$

Deve-se ainda garantir que o fim da laminação seja realizado acima da temperatura de transformação da γ para α , Ar3, de modo a evitar a laminação de grãos de ferrita. Essa temperatura pode ser calculada como [5]:

$$Ar3(^{\circ}C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo \quad (3)$$

Considerando as regiões de laminação descritas acima, a LTM para o teste industrial pôde ser desenhada de acordo com a liga utilizada. As rotas de processamento utilizadas no trabalho são apresentadas a seguir.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Composição química

Duas variações de aços 20MnCr5 foram utilizadas para o estudo. A primeira com a adição de Nb (Aço Nb) e a segunda com a adição de Nb e Ti (Aço Nb+Ti). A Tabela 1 mostra a composição química do aço base.

Tabela 1. Composição química do aços utilizados em % peso

Aço Base	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
Mínimo	0,15	0,15	1,00	-	0,020	0,80	0,020
Máximo	0,21	0,35	1,30	0,035	0,040	1,10	0,050

3.2 Processo de Laminação

Foram testadas duas condições de laminação: uma convencional e uma termo-controlada.

3.3 Amostragem

Foram retiradas amostras nas seguintes etapas do processo de laminação:

- Após último passe de laminação e resfriadas em água para conservar a microestrutura da austenita;
- Após leito de resfriamento para avaliação das propriedades mecânicas.

3.4 Ensaios

Para caracterização das amostras foram realizados:

- Ensaios mecânicos de Tração, em Máquina Universal de Ensaios Instron, e de Resistência ao Impacto, em Máquina de Ensaios de Impacto Charpy, conforme norma ASTM A370, em amostras resfriadas ao ar;
- Análise de microestrutura da austenita obtida após último passe de laminação, em amostras resfriadas em água, utilizando Microscópio Ótico **Leica xxxx** e ataque metalográficos com reagente **yyy**.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

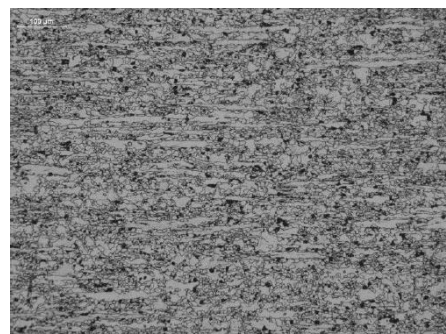
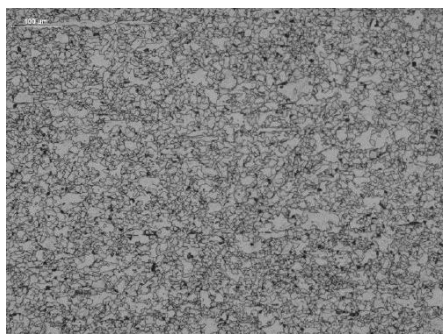
A temperatura de solubilização dos compostos de Nb(C,N) foi calculada para os dois aços, utilizando o software comercial THERMOCALC®, para definição da temperatura da etapa de reaquecimento dos tarugos. As demais temperaturas críticas, RLT, RST e Ar3 foram calculadas empregando as Equações (1-3).

Considerando essas temperaturas, a sequência da LTM foi então definida. A Tabela 2 mostra uma comparação relativa entre temperaturas de laminação convencional, LC, normalmente empregadas no processo e as temperaturas objetivadas para cada etapa da LTM.

Tabela 2. Temperaturas de processamento utilizadas em °C

Sequência de laminação	Entrada nos passes intermediários e/ou acabamento (°C)
LC objetivada	T
LC alcançada	1,02T
LTM objetivada	0,94T
LTM alcançada	0,94T

Os resultados das microestruturas obtidas da γ após o último passe de laminação nas duas rotas de processamento, LC e LTM, para os Aços Nb e Nb+Ti, são mostrados na Figura 4 e na Figura 5, respectivamente.



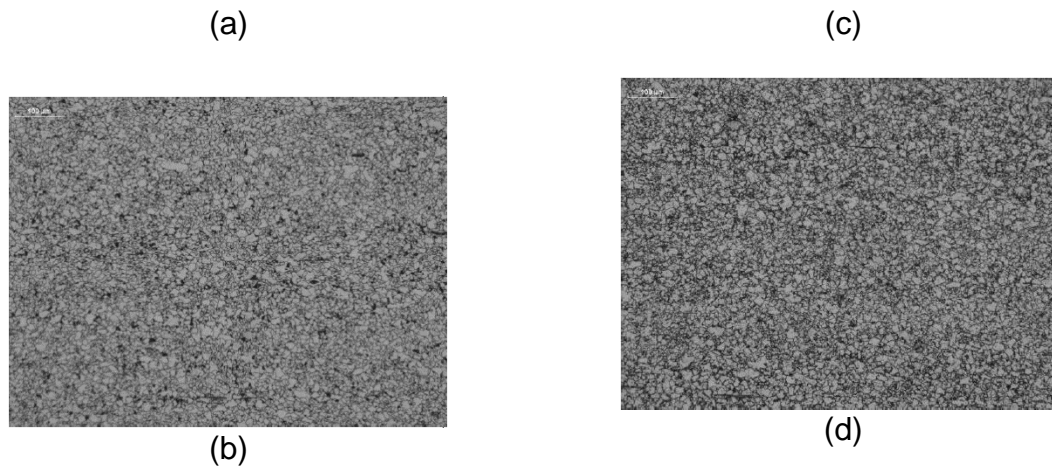


Figura 4. Microestrutura da austenita obtida após último passe de laminação para o Aço Nb (a) LC superfície; (b) LC ½ raio; (c) LTM superfície; (d) LTM ½ raio.

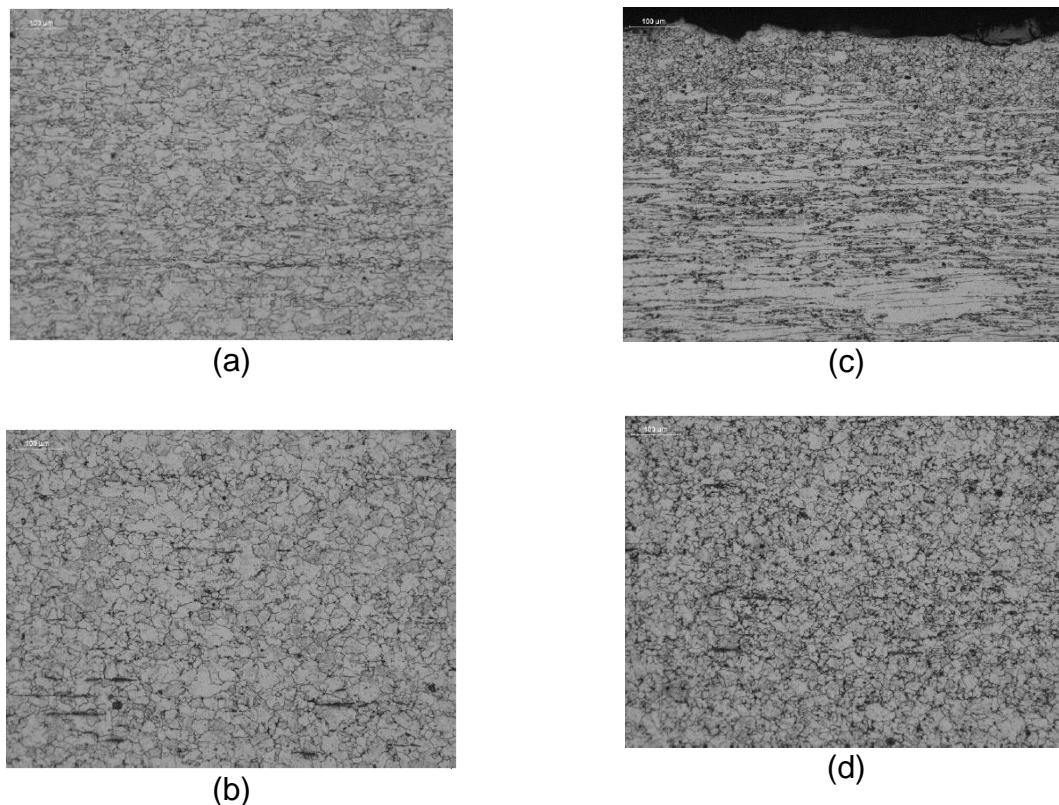


Figura 5. Microestrutura da austenita obtida após último passe de laminação para o Aço Nb+Ti (a) LC superfície; (b) LC ½ raio; (c) LTM superfície; (d) LTM ½ raio.

Uma microestrutura de γ mais refinada e homogênea foi obtida para os dois aços na sequência de LTM. Notam-se grãos alongados na superfície do material, evidenciando o *panquecamento* devido à precipitação induzida por deformação de Nb. No núcleo, no entanto, grãos equiaxiais característicos de recristalização completa foram observados; esse comportamento foi devido às temperaturas maiores no núcleo, que não foram suficientes para que a precipitação fosse atingida nessa região.

Quanto às propriedades mecânicas, o impacto das rotas de processamento nos valores obtidos foi considerável. A Figura 6 e a Figura 7 mostram os valores de limite

de escoamento, LE, limite de resistência, LR, alongamento (%), redução de área, RA e testes de impacto.

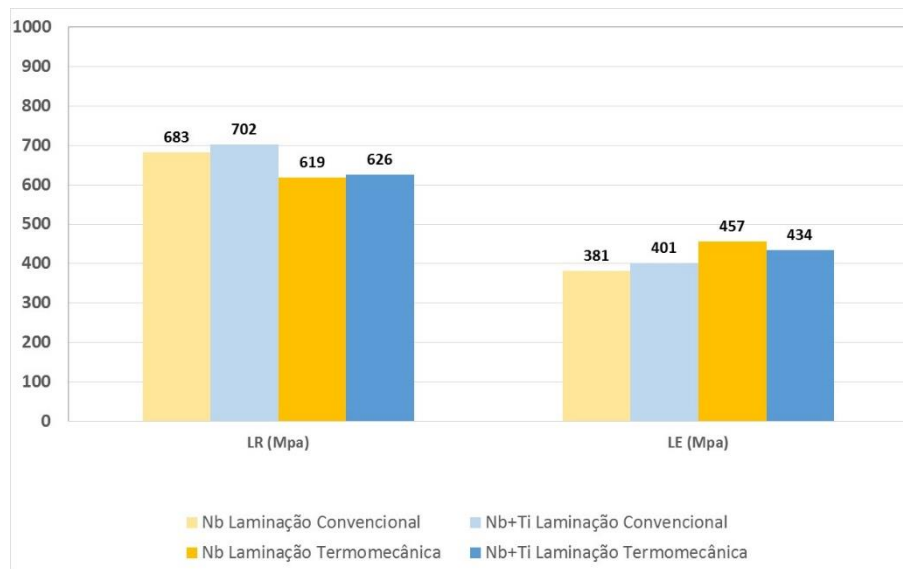


Figura 6. Propriedades mecânicas de LE e LR obtidas.

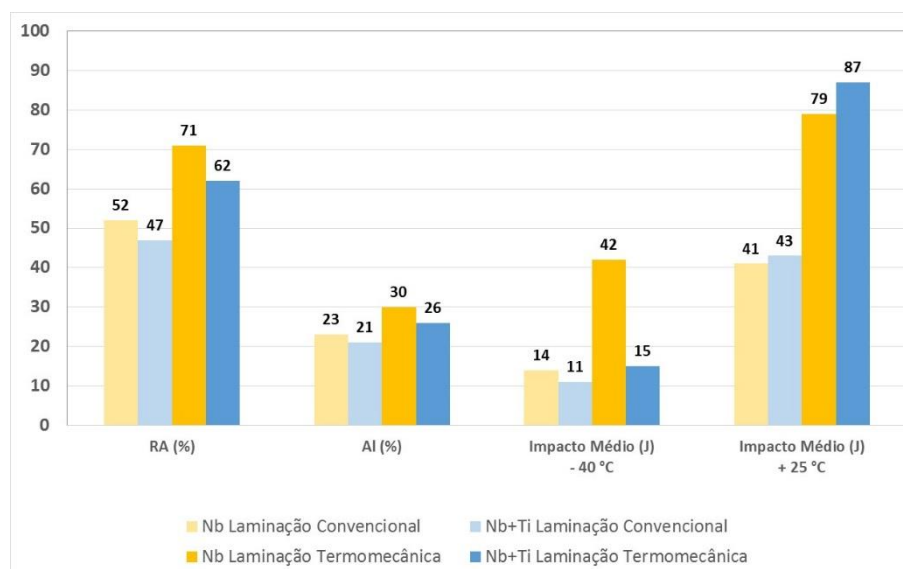


Figura 7. Propriedades mecânicas de RA, AL e Impacto obtidas.

Dentre os resultados obtidos, verifica-se que os aços processados via processo termo-controlado apresentaram melhoria significativa nas propriedades mecânicas em relação aos aços laminados pelo processo convencional, com exceção do limite de resistência. Uma das hipóteses para a diminuição destes valores seria a menor quantidade de Nb remanescente em solução sólida ao final da laminação, tendo uma menor contribuição para o endurecimento por precipitação durante a transformação de fases. Ajustes nos percentuais de elementos de liga que atuam como endurecedores da ferrita por solução sólida e adição de outros elementos microligantes, como Vanádio, por exemplo, que atua fortemente no endurecimento por precipitação podem ser alternativas para melhoria nos valores de limite de resistência nos materiais processados nas condições LTM.

O Aço Nb, processado nas condições de LTM, mostrou melhores resultados de propriedades mecânicas, principalmente nos valores de resistência ao impacto em temperaturas negativas. Esse fato se deve à aplicação do Ti, cujos precipitados podem ser maiores e apresentar comportamento relativamente deletério à tenacidade. Ajustes nos percentuais dos elementos microligantes e no percentual de nitrogênio podem ser realizados em trabalhos futuros para melhoria dos valores de ensaios de impacto em temperaturas negativas.

5 CONCLUSÃO

Uma metodologia para o estudo das temperaturas de uma laminação termomecânica controlada foi descrita para o processamento de um aço longo especial.

A microestrutura de austenita obtida na sequência de laminação termomecânica mostrou o efeito considerável do Nb no panqueamento de grãos.

Os aços processados via processo termo-controlado apresentaram melhoria significativa nas propriedades mecânicas em relação aos aços laminados pelo processo convencional, com exceção do limite de resistência.

O Aço Nb processado nas condições de LTM mostrou os melhores resultados de propriedades mecânicas, principalmente para resistência ao impacto em temperaturas negativas.

Para trabalhos futuros, podem ser realizadas alterações de composições química e de temperaturas de processo de laminação para melhoria nos resultados de limite de resistência e de impacto em temperaturas para as duas propostas de aços apresentadas.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer a Gerdau e a CBMM pelo apoio no desenvolvimento deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 Trute S., Bleck W., Klindenberg C. Advanced Material and Process Development for Steels for Automotive Applications. In AIST: 2006 International Conference on New Developments in Long and Forged Products Proceedings, p. 161-168. 2006.
- 2 Alogab K.A., Matlock D.K., Speer J.G., Kleebe H.J. The Influence of Niobium Microalloying on Austenite Grain Coarsening Behavior of Ti-modified SAE 8620 Steel, ISIJ International, Vol. 47, No. 2, pp. 3017-316. 2007.
- 3 Oliveira F.G., Lino R., Barbosa R. Mathematical Model of Microstructural Evolution of Hot Rolled Wire Rods for Nb Microalloyed Steels. In THERMEC'2016: International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials. Graz, Austria. 2016.
- 4 Bai D., Bodnar R., Ward J., Dorricott, J. Development of Discrete X80 Line Pipe Plate at SSAB. In International Symposium on the Recent Developments in Plate Steels. 2011.

- 5 Ouchi C., Sampei T., Kozasu I. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of γ - α Transformation after Hot Rolling, Transactions ISIJ, Vol. 22, pp. 214-222. 1982.