

# PROCESSO DE AUSTEMPERA DESENVOLVIDO A PARTIR DO AÇO 22MNB5 DA CSN\*

*Bruna Silva de Almeida<sup>1</sup>*

*Melina Gamis da Silva<sup>2</sup>*

*Thiago Focosi<sup>3</sup>*

*Carlos Roberto Gianini Jr<sup>4</sup>*

*Carlos Roberto Guinancio Carvalho<sup>5</sup>*

*Barlan Antônio dos Santos Jr<sup>6</sup>*

*Marcos Fernando Affonso de Donato<sup>7</sup>*

## Resumo

Este trabalho apresenta o desenvolvimento do tratamento térmico de austêmpera em escala industrial do aço microligado ao Boro 22MnB5 da Companhia Siderúrgica Nacional – CSN, fornecido em bobina para o cliente Panatlântica para beneficiamento e posteriormente austemperado e testado em seu cliente Metal Mecânica Itália – MMI. Assim, descreve-se as etapas do processo de fabricação e caracterização do comportamento do material na aplicação em tiras austemperadas de aço na confecção de lâminas rotativas, que é um item importante na indústria de transformação de papel ondulado. O diferencial está na versatilidade desse aço, pois, apresenta boas propriedades de tenacidade, alta faixa de dureza e resistência ao desgaste, aliada a boa estampabilidade. Tal sucesso se deve a microestrutura bainítica e sua excelente ductilidade capaz de suportar as operações de estampagem após tratamento térmico.

**Palavras-chave:** Austêmpera; Lâminas de Corte; Bainita; Ductilidade.

## AUSTEMPERING PROCESS DEVELOPED FROM CSN 22MNB5 STEEL

### Abstract

This work presents the development of austempering heat treatment on the industrial scale of the microalloy of Boro 22MnB5 steel from Companhia Siderúrgica Nacional – CSN, supplied in a coil to Panatlântica customer for processing and later austempered and tested in its Metal Mecânica Itália - MMI customer. Thus, describing the steps of the manufacturing process and characterizing the material properties in the application in austempered strips of steel in the manufacture of rotary blades an important item in the corrugated paper industry. The differential is in the versatility of this steel, because it presents good toughness properties, high hardness range and wear resistance, together with stamping properties. This success is due to the bainitic microstructure and its excellent ductility capable of supporting the thermally treated stamping operations.

**Keywords:** Austempering; Cutting Blades; Bainite; Ductility.

<sup>1</sup> *Engenheira Metalurgista, Companhia Siderúrgica Nacional, São Paulo, SP, Brasil.*

<sup>2</sup> *Engenheira Metalurgista, Mestre, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

<sup>3</sup> *Engenheiro Metalurgista, Companhia Siderúrgica Nacional, São Paulo, SP, Brasil.*

<sup>4</sup> *Engenheiro Metalurgista, Metal Mecânica Itália, Jundiaí, SP, Brasil.*

<sup>5</sup> *Engenheiro Metalurgista, Mestre, Companhia Siderúrgica Nacional, Volta Redonda, RJ, Brasil.*

<sup>6</sup> *Administração de Empresas, Panatlântica S.A., Gravataí, RS, Brasil.*

<sup>7</sup> *Engenheiro Metalurgista, Companhia Siderúrgica Nacional, São Paulo, SP, Brasil.*

## 1 INTRODUÇÃO

Atualmente a busca de materiais versáteis que somam excelentes propriedades garantindo sucesso em diferentes aplicações a um baixo custo vem motivando a indústria siderúrgica e de beneficiamento em novos desenvolvimentos.

Neste cenário, a CSN vem buscando novas soluções em aços para competir nesse mercado globalizado e de qualidade exigente.

Sendo assim, a Panatlântica um potencial cliente do setor de distribuição da CSN beneficiador de bobinas aceitou o desafio de processar, identificar e comercializar para seus clientes produtos com aço 22MnB5 da CSN, substituindo materiais de alto carbono, normalmente utilizados. Em conjunto com a Metal Mecânica Itália – MMI, que processou fitas de aço e realizou o processo de austêmpera.

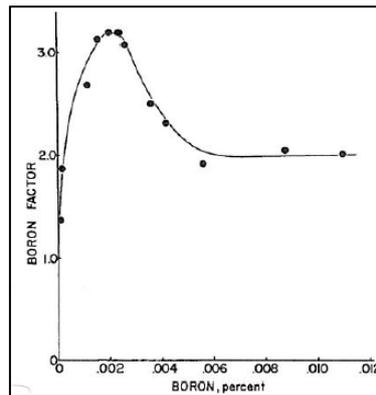
O principal desafio no desenvolvimento foi a busca por parâmetros e referências do tratamento térmico desse material durante a operação e mais que isso foi a resposta do material nos testes de dureza e dobramento realizados. Isso foi essencial para indicar as alterações visando o melhor resultado de desempenho objetivando a formação da bainita na microestrutura do aço.

### 1.1 Aço ao Boro

O aço ao boro (B) vem sendo utilizado desde a segunda metade do século XX por apresentarem boa temperabilidade, aliado a características de conformação. O aço com médio teor de carbono microligado ao boro permite a obtenção de tiras austemperadas com a desejada combinação de propriedades mecânicas, apresentando alta ductilidade e tenacidade, aliada a alta dureza proporcionada pela estrutura bainítica [1, 2].

O B permite que a reação bainítica ocorra em menores tempos e temperaturas, pois seu principal efeito é retardar as transformações ferrítica e perlítica. Na prática temos uma maior variedade de taxas de resfriamento facilitando a formação da estrutura bainítica [3].

Para aumentar sua efetividade deve se evitar a formação de nitretos de B adicionando Titânio (Ti) que tem maior afinidade pelo nitrogênio (N) [4]. Normalmente é usado na indústria em torno de 5 a 30 ppm, pois teores superiores a esse podem levar a precipitação de boreto de ferro  $Fe_2B$  ou o carboneto de boro  $M_{23}(CB)_6$  no contorno de grão austenítico favorecendo a nucleação da ferrita, causando uma diminuição no endurecimento do aço. Isto pode ser prevenido através da adição de Ti ou Nióbio (Nb) que tem maior afinidade com o Carbono [4]. Na figura 1 vemos um exemplo do efeito do B no endurecimento do material atingindo um patamar ideal.



**Figura 1.** Temperabilidade do aço A514-J em função do teor de boro. Fonte: Melloy, Slimmon e Podgursky, 1973, p.2280.

O B pode aumentar a dureza de um aço médio carbono após tratamento térmico em 2 a 3 vezes se comparado ao mesmo aço sem a adição do B quando este segrega no contorno de grão austenítico impedindo a nucleação de ferrita poligonal aumentando assim a temperabilidade [5].

## 1.2 Formação, Estrutura e Morfologias bainíticas

A bainita é um constituinte metaestável formado por duas fases, ferrita e cementita, originada da decomposição da austenita a determinadas temperaturas.

A estrutura bainítica pode ser obtida através de resfriamento isotérmico em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita, [6]. A descrição do tratamento térmico será abordada mais adiante.

Segundo Reynolds a bainita obtida pela decomposição isotérmica da austenita em aços baixa liga apresenta-se como agregados de ripas finas ripas de ferrita e partículas de carboneto não lamelares e pode assumir diferentes morfologias variando com a temperatura [6].

A bainita pode ser formada ainda por resfriamento contínuo em certos aços contendo elementos de liga que retardem a reação da ferrita e da perlita e diminuam a temperatura de reação bainítica, Através de resfriamento contínuo, é necessário processar o aço com taxas de resfriamento altas suficientes para evitar a formação de ferrita e perlita, mas não suficientemente alta a ponto de ocorrer transformação martensítica. A morfologia originada é diferente da encontrada em resfriamentos isotérmicos [6].

## 1.3 Cinética de Transformação

Uma sub-unidade nucleia a partir do contorno de grão austenítico e se alonga até seu crescimento ser barrado pela deformação plástica da austenita. Então, novas sub-unidades nucleiam a partir de extremidades de subunidades já formadas e a estrutura de feixe é desenvolvida com a continuidade do processo. A fração volumétrica da bainita depende da totalidade de feixes que cresce a partir de diferentes regiões. A precipitação de carbonetos influencia na cinética, inicialmente

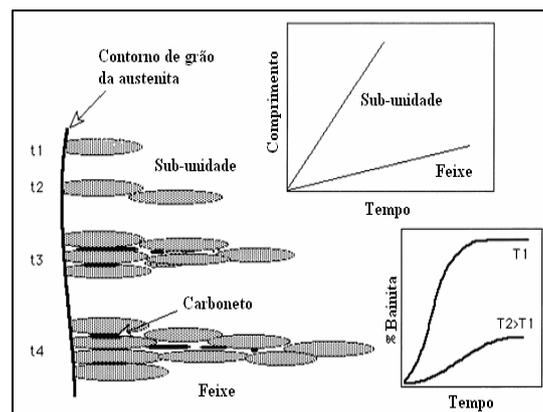
havendo remoção do carbono tanto da austenita residual como da ferrita supersaturada.

O aumento do comprimento das ripas individuais de bainita ocorre com taxa maior que a esperada em processos controlados por difusão. Porém, a taxa de crescimento é menor que a da martensita, porque a força de ativação para a formação da bainita é menor devido à alta temperatura de transformação.

As ripas apresentam tendências de crescimento à taxa constante, mas são interrompidas antes de atravessarem o grão da austenita. A taxa de aumento do comprimento dos feixes de bainita é baixa, porque eles dependem da nucleação repetidas de sub-unidades. O aumento da espessura depende da taxa que as sub-unidades são nucleadas no interior do feixe [2].

Estas características da transformação, isto é, a mudança da fração de bainita com o tempo, temperatura, estrutura do grão austenítico e composição química são melhor analisadas em termos do diagrama TTT.

Na Figura 2 temos um exemplo de como seria o mecanismo de transformação difusional.



**Figura 2.** Aspectos microestruturais na descrição cinética da bainita [7], pág. 129.

#### 1.4 Efeito dos Elementos de Liga

O carbono é o elemento que tem maior efeito na determinação da faixa de temperaturas em que ocorre a formação da bainita. A temperatura BS (temperatura onde ocorre o início da transformação bainítica) pode ser reduzida por alguns elementos de liga, como Mo, Mn e Ni que deslocam efetivamente o campo ferrítico dos diagramas CCT para a direita, favorecendo a transformação da austenita em bainita. No entanto, o carbono exerce o maior efeito, como indicado pela equação empírica (Equação 1):

$$BS (^{\circ}C) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83 Mo \quad [8] \quad (1)$$

O carbono tem maior solubilidade na austenita que na ferrita e grande potencial para estabilizar a austenita, o que leva ao atraso da cinética da reação ferrítica. A fração de carbonetos encontrada na microestrutura final aumenta com a concentração de

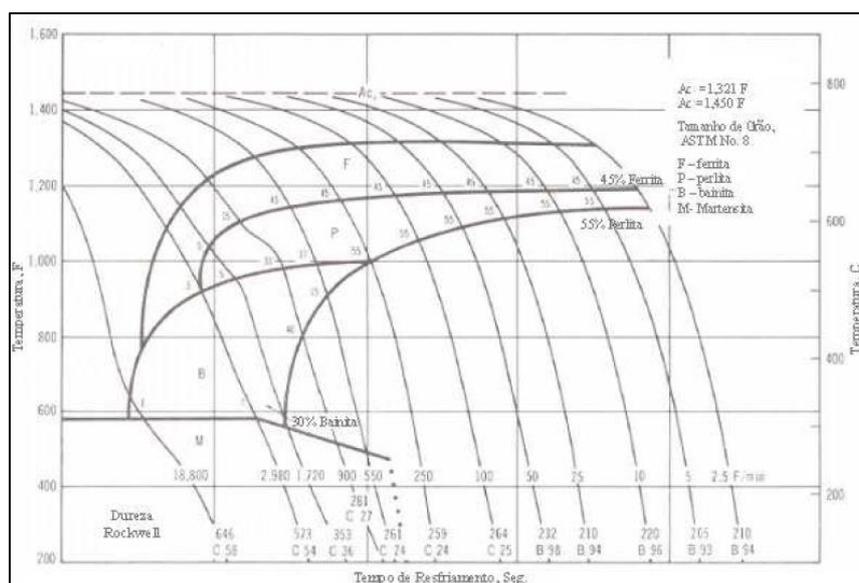
carbono, assim a concentração deste elemento deve ser mantida abaixo de 0,30% para garantia das propriedades mecânicas. Foi constatado também que o aumento do teor de carbono favorece a formação da bainita inferior, pois para formação da bainita superior não haverá mobilidade o suficiente para difundir carbono na austenita à frente das ripas de ferrita-bainita supersaturadas que estão crescendo, ocorrendo precipitação da cementita característica morfológica da bainita inferior [6,7]

Para aços carbono em resfriamentos contínuos, é difícil obter a estrutura bainítica, pois a reação bainítica é cineticamente deslocada pela reação ferrítica e perlítica já que se iniciam em altas temperaturas e tempos curtos [2]. Isso é representado no diagrama da Figura 3.

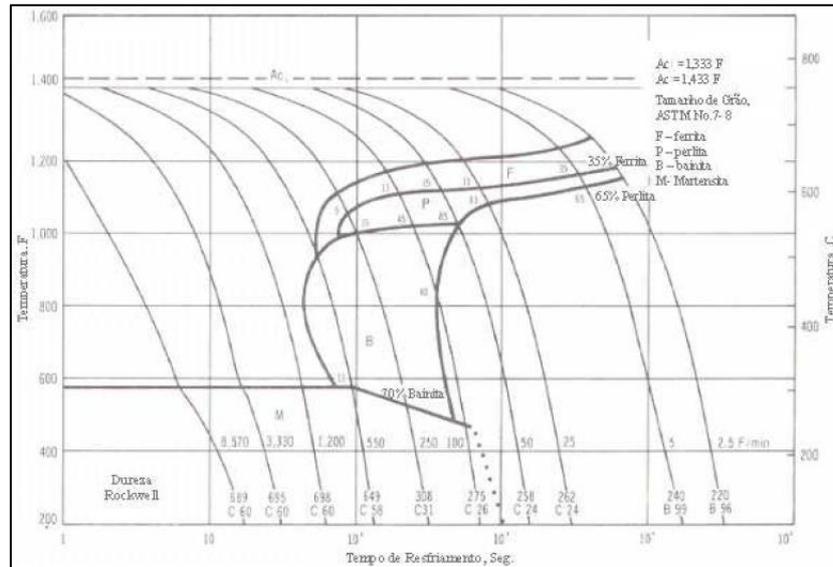
A adição de elementos de liga que retardam as reações ferrítica e perlítica contribui para a transformação bainítica, e a temperatura BS é deslocada para menores temperaturas. Estes efeitos causam grande separação na reação vista nas curvas TTT, para maioria dos aços, na Figura 4 é possível observar o efeito da adição de Boro no mesmo aço do diagrama apresentado na Figura 3. Porém, devido à proximidade das reações martensítica e bainítica, é bastante difícil de se obter uma microestrutura completamente bainítica.

Uma separação efetiva da reação bainítica em aços baixo carbono pode ser obtida pela adição de aproximadamente 0,002% de boro. O boro retarda marcadamente a reação ferrítica e perlítica, devido à segregação preferencial em contornos de grão deste elemento, como já citado anteriormente, permitindo assim que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Assim para uma grande faixa de velocidades de resfriamento, é possível obter aços completamente bainíticos [7].

Diante disso, em nosso estudo optamos por utilizar no aço 22MnB5 o tratamento térmico isotérmico de austêmpera afim de buscar a maior fração possível de bainita no material.



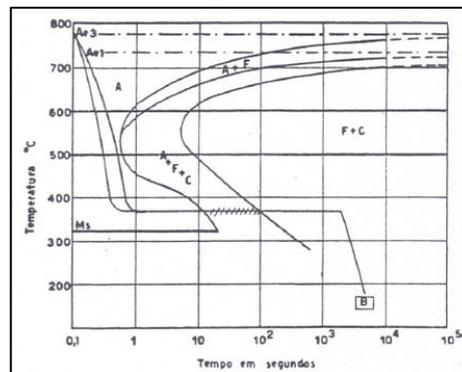
**Figura 3.** Diagrama TTT do aço AISI 1541, onde se pode notar a dificuldade em se alcançar a faixa da transformação bainítica em tratamentos contínuos. [9]



**Figura 4.** Diagrama TTT do aço AISI 15B41, que possui adição de Boro, ilustrando as reações da perlita e ferrita retardadas, ampliando o campo de transformação bainítica.[9]

## 1.5 Tratamento Térmico de Austêmpera

A austêmpera consiste em aquecer o aço a uma temperatura acima do limite superior da zona crítica e manter até a completa transformação (austenitização), resfriamento rápido posterior geralmente em óleo, banho de sal até uma temperatura em que a formação de bainita se inicie e manter a essa temperatura até a completa transformação da austenita em bainita, seguido de resfriamento até a temperatura ambiente [1].



**Figura 5.** Diagrama de transformação isotérmica do tratamento térmico isotérmico. [10]

A grande vantagem da austêmpera seguida do revenido comum reside que, devido à estrutura bainítica formar-se diretamente da austenita em temperatura mais alta que a martensita, as tensões internas resultantes são muito menores, e, conseqüentemente, não há praticamente distorção ou empenamento e uma baixa possibilidade de aparecimento de fissuras de têmpera.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste trabalho foi utilizado aço de alta temperabilidade da classe 22Mnb5 produzido na CSN. Os teores dos principais elementos do material são apresentados na Tabela 1 e foram determinadas por meio dos instrumentos Leco modelo CS 444-LS e Espectômetro Ótico 3460 AES do Laboratório de Química do Centro de Pesquisas da CSN

**Tabela 1 – Composição química do aço estudado**

Elemento	C	Mn	B
Teor (%)	0,25	1,14	0,003

Foi fornecida uma bobina a quente decapada deste material para Panatlântica que cortou em rolos. Um dos rolos (dimensional 2,70 x 226 mm) foi laminado a frio em 16 passes, sem recozimento posterior. Após este processo a espessura final obtida foi de 1,40 mm. A Figura 6.a mostra o equipamento utilizado pela Panatlântica para realizar a relaminação.

Em seguida o rolo relaminado passou para uma linha de corte longitudinal. A Figura 6.b mostra o equipamento utilizado para o corte. Algumas dessas fitas foram encaminhadas para a Metal Mecânica Itália (MMI) para realização do tratamento térmico de austêmpera.



**Figura 6.** Equipamentos utilizados nos processos.

O tratamento foi realizado em um forno elétrico contínuo com extensão de aproximadamente 6 m. O material sofreu encharque em uma temperatura média de 940°C em atmosfera contendo gás nitrogênio

A fita foi mergulhada em um cadinho com chumbo e bismuto fundidos, a temperatura do banho metálico se mantinha estável através de um sistema de troca térmica que utiliza o calor do banho e o calor de evaporação da água, caso contrário a temperatura do banho aumentaria gradativamente pois a fita se encontra neste momento em aproximadamente 925°C e também troca calor com o banho. Passada esta etapa, a fita entra em forno para encharque onde mantém a temperatura visando a transformação total da austenita em bainita. A fita foi resfriada em água até temperatura ambiente.

Posteriormente, a fita segue seu processo no enrolador com velocidade constante e tensão controlada para evitar o efeito *coil set*. A aplicação final em laminas tem um mercado exigente pelo controle de planicidade e empeno lateral. A Figura 7 apresenta uma das lâminas rotativas produzidas no processo descrito, cujo destino é indústria de transformação do papel ondulado.



**Figura 7.** Lâmina rotativa produzida com aço 22MnB5.

Ao longo do processo foram retiradas 09 amostras para caracterização da microestrutura bainítica, por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), além de realizar ensaios de propriedades mecânicas.

Para a análise em MO as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com solução de Nital a 3% por 15 segundos. A análise da sanidade interna e microestrutura do aço foi realizada em microscópio óptico modelo ZEISS. Para as imagens via MEV utilizou-se o equipamento da marca ZEISS modelo EVO MA10 no módulo de imagem por elétrons secundários.

As propriedades mecânicas foram obtidas por ensaios de tração na direção longitudinal em máquina INSTRON MODELO 5585H, sendo realizados 02 ensaios por amostra. A média dos resultados é apresentada na Seção 3.1. A dureza foi medida em cinco pontos por amostra, com durômetro WILSON INSTRON SERIES 2000. O dobramento foi realizado em máquina convencional.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

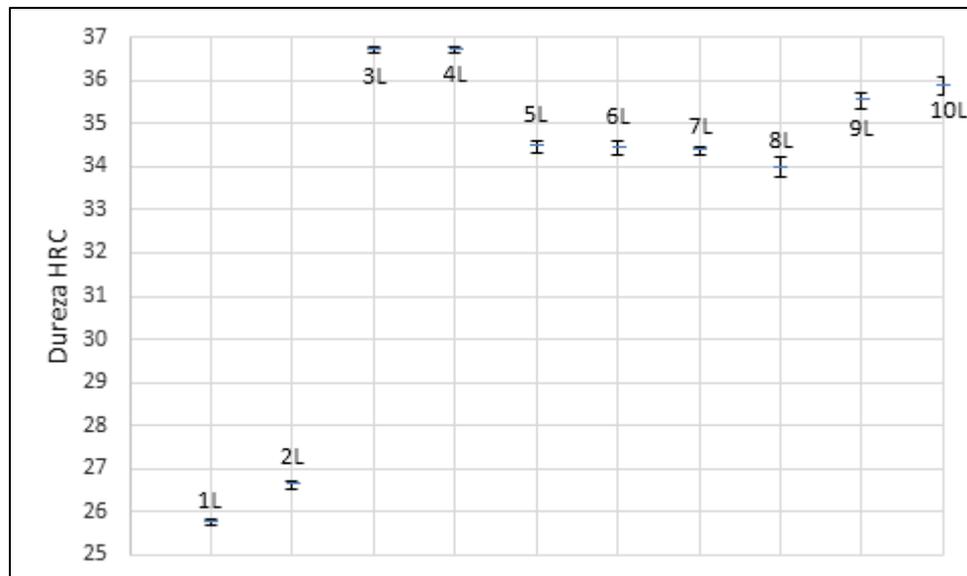
Os próximos tópicos apresentam os resultados obtidos a partir de ensaios realizados nas amostras retiradas antes e após tratamento térmico.

#### 3.1 Propriedades Mecânicas

A Tabela 2 mostra os resultados dos ensaios de tração e a Figura 8 aponta os resultados de dureza média das amostras de aços no estado encruado, 1L, e as demais (2L a 10L) retiradas após todo processo de tratamento térmico de austêmpera realizado na MMI.

**Tabela 2.** Resultados dos ensaios de tração.

Amostra	Al (%)	LE (MPa)	LR (MPa)
1L	4,89	862	909
2L	5,17	835	913
3L	8,96	1057	1137
4L	9,08	1042	1123
5L	10,83	1006	1058
6L	11,80	1024	1080
7L	10,65	1018	1071
8L	11,61	1009	1035
9L	11,23	1044	1095
10L	10,98	1035	1091

**Figura 8.** Resultados obtidos com ensaios de dureza.

Os resultados da amostra no estado encruado apresentaram os menores valores de propriedades mecânicas em tração e dureza. Isso se deveu ao fato da amostra não ter passado pelo tratamento térmico de austêmpera, quando o material adquire maior resistência.

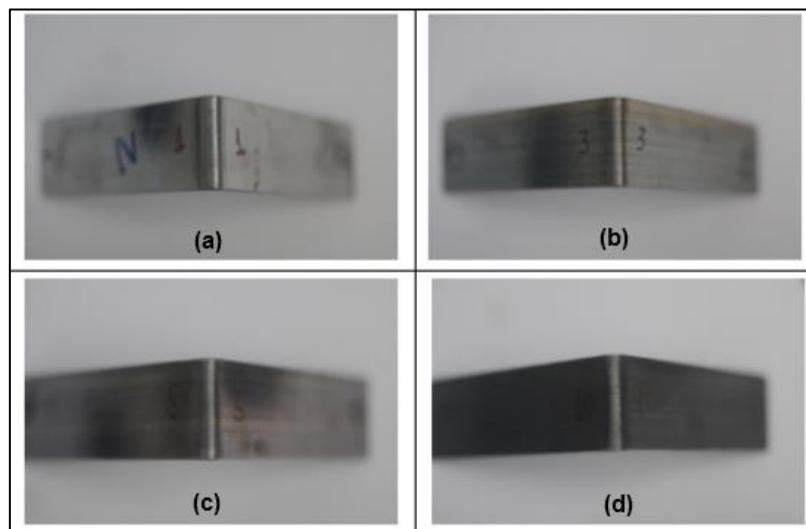
Elementos de liga como Mn e Cr, são conhecidos por terem pequena influência na resistência após têmpera, mas são importantes para o deslocamento dos campos de estabilidade das fases existentes e a temperabilidade é alcançada por taxas de resfriamento tecnicamente viáveis.

Na amostra 2L, os limites de escoamento e de resistência ainda apresentaram-se baixos, pois foi a utilizada para ajuste do forno no início do tratamento térmico.

As demais amostras, 3L a 10L, retiradas nas condições de processamento, mostraram os limites de escoamento e de resistência superiores. Neste caso percebeu-se a influência do elemento boro na temperabilidade do material.

Quando alcançada a temperatura de austenitização, próxima da temperatura de dissolução dos precipitados, ocorre maior concentração de boro segregado e/ou finos borocarbonetos estão presentes nos contornos de grãos austeníticos e impedem a nucleação da ferrita. À medida que a temperatura de transformação isotérmica é reduzida, ocorre a formação da bainita e melhora as características de resistência e dureza do material, conforme mostra a Figura 7. Após tratamento térmico todas as amostras apresentaram respostas de dureza com valores bem próximos e dentro do esperado.

Por fim as amostras foram submetidas e aprovadas no ensaio de dobramento com angulação de 90°. As Figuras 9a a 9d ilustram os resultados obtidos nas amostras 1, 3, 5 e 10 respectivamente.



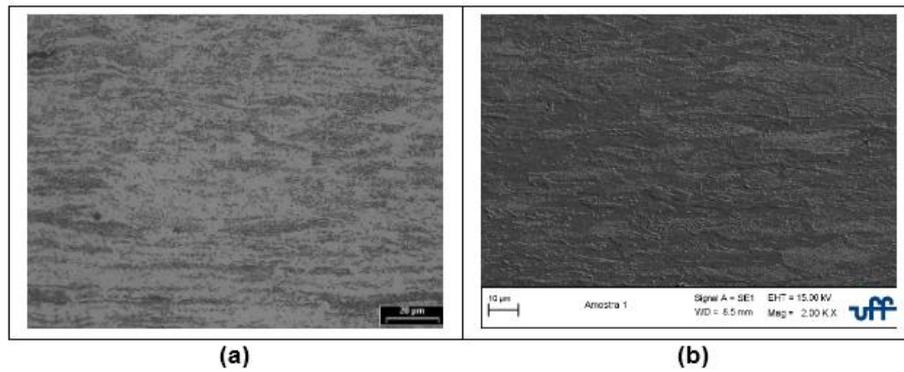
**Figura 9.** Macrografias após ensaios de dobramento a 90°.

### 3.1 Microestrutura

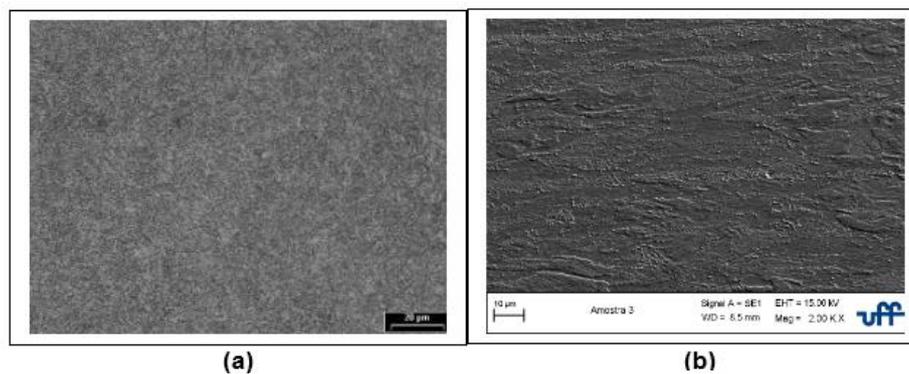
Os resultados das micrografias estão representados pelas amostras 1L, 3L, 7L e 9L.

A microestrutura da amostra 1L na condição de como recebida (após Laminação a frio) é constituída predominantemente de ferrita com carbonetos coalescidos, como mostra a Figura 10(a) ao MO após ataque e Figura 10(b) ao MEV.

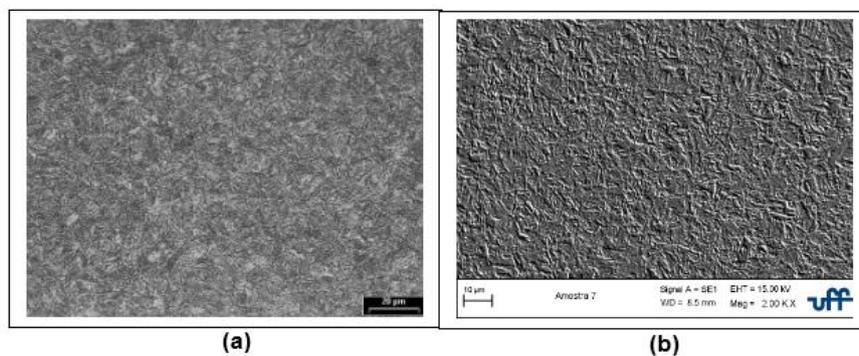
As amostras 7L e 9L (Figuras 12 e 13) mostram a microestrutura do aço transformada em bainita após austêmpera. Microestruturas típicas obtidas, respectivamente, por microscópio óptico e eletrônico de varredura.



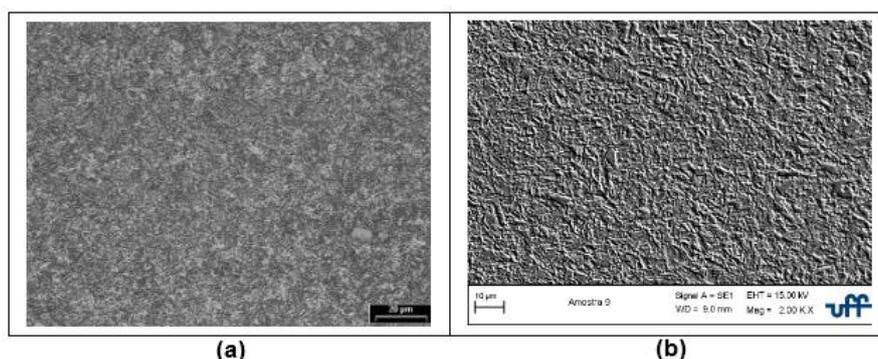
**Figura 10.** Micrografias antes da austêmpera da amostra 1L, **(a)** Após ataque com Nital 3%, ampliação 500x ao MO, **(b)** Ampliação 2.000x ao MEV.



**Figura 11.** Micrografias após austêmpera da amostra 3L, **(a)** Após ataque com Nital 3%, ampliação 500x ao MO, **(b)** Ampliação 2.000x ao MEV.



**Figura 12.** Micrografias após austêmpera da amostra 7L, **(a)** Após ataque com Nital 3%, ampliação 500x ao MO, **(b)** Ampliação 2.000x ao MEV.



**Figura 13.** Micrografias após austêmpera da amostra 9L, **(a)** Após ataque com Nital 3%, ampliação 500x ao MO, **(b)** Ampliação 2.000x ao MEV.

## 4 CONCLUSÃO

Pelos resultados observados, pode se concluir que o aço 22MnB5 produzido pela CSN mostrou-se eficaz na fabricação de laminas para corte. O teor de carbono reduzido permite que o material tenha um processo de conformação de menor custo, por tornar viável ou facilitar processos de estampagem antes do tratamento térmico.

As análises microestruturais revelaram a presença de bainita, que caracteriza-se como um microconstituente fundamental para esta e outras aplicações similares, que requerem regime elástico adequado, aliado com alta resistência ao desgaste e ao impacto. O aço foi testado e aprovado pela MMI na aplicação de lâminas rotativas, um item importante na indústria de transformação de papel ondulado apresentando qualidade comparável a lâminas produzidas por fabricantes do mercado Europeu.

## AGRADECIMENTOS

Em especial a CSN, a Panatlântica S.A, a MMI e a Universidade Federal Fluminense pelo apoio ao desenvolvimento desse trabalho.

## REFERÊNCIAS

- 1 Martins, L. F. M.; Belan, G., Desenvolvimento de Rolos de Aço Austemperado para Indústria Automotiva, Congresso SAE Brasil 2006, São Paulo, 2006.
- 2 Martins, L. F. M.; Belan, G.; Focosi, T.; Gianini Jr, C. R.; Scuracchio, B. G. Desenvolvimento de um novo grau de aço para produção de tiras austemperadas. 45º Seminário de Laminação – Processos e produtos laminados e revestidos da ABM. 2008.Porto de Galinhas,2008.
- 3 Suski, C. A. Estudo da influência da adição de Boro nos aços de baixo carbono. Revista do parafuso.2007[acesso em 15 de abr.2017]:07: 30-33. Disponível em: <http://www.revistadoparafuso.com.br/v1/modelo/noticia.php?id=216>.
- 4 TAYLOR, K. A.; HANSEN, S. S. The Boron Hardenability Effect in Thermomechanically Processed, Direct-Quenched 0.2 Pct C Steels. Metallurgical Transactions A. Bethlehen, v. 21A, junho 1990.
- 5 Goldenstein, H. Bainita nos aços. In: Ivani Bott; Paulo Rios; Ronaldo Paranhos. (Org.). Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos. 1a ed. Rio de Janeiro: Ivani Bott, 2002, v. unico, p. 77-88.
- 6 REYNOLDS Jr.,W.T.; AARONSON, H.I.; SPANOS, G. A Summary of the Present Diffusionist Views on Bainite; Materials Transactions JIM, vol. 32, nº8.
- 7 HONEYCOMBE, R.W.K.; BADESHIA, H.K.D.H. Steels Microstructure and properties. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1995.
- 8 H.K.D.H. Bhadeshia. Bainite in Steels, 2nd edition, Institute of Materials, London, 1-458, 2001.
- 9 American Society for Metals, Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams, Metals Park, Ohio 44073, 1977.
- 10 COLPAERT, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. 3ª ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1983.