

# DESENVOLVIMENTO DE UM NOVO GRAU DE AÇO PARA PRODUÇÃO DE TIRAS AUSTEMPERADAS<sup>1</sup>

*Thiago Focosi<sup>2</sup>*

*Carlos Roberto Gianini Junior<sup>3</sup>*

*Bruno Geoffroy Scuracchio<sup>4</sup>*

*Gilberto Belan<sup>5</sup>*

*Luis Fernando Maffei Martins<sup>6</sup>*

## Resumo

O presente trabalho apresenta o desenvolvimento do aço BKB29,5, aço com baixo teor de carbono ligado ao boro, detalhando seu processo de fabricação e citando algumas casos onde estes aços tem sido aplicados com sucesso. A principal vantagem do BKB29,5 é sua grande versatilidade, permitindo a fabricação de tiras com uma ampla faixa de dureza, sempre com estampabilidade superior aos aços com médio e alto teor de carbono. Em função de alta ductilidade, estes aços têm sido aplicados, já austemperados, na produção de peças estampadas, eliminando a necessidade de tratamentos térmicos após a estampagem das peças.

**Palavras-chave:** Austempêra; Tiras de aço; Bainita; Estampagem.

## DEVELOPMENT OF A NEW STEEL GRADE FOR PRODUCTION OF AUSTEMPERED STRIPS

## Abstract

The present paper presents the development of the BKB 29,5 steel, a boron alloyed low carbon steel, describing its manufacturing process and some effective applications. The main advantage of the BKB 29,5 is the versatility, allowing the production of strips with a wide range of hardness, always with stampability superior to the medium and high carbon steel. This steel has been used, in the austempered condition, in the production of stamped parts, eliminating the necessity of a heat treatment after stamping.

**Key words:** Austempering; Steel strips; Bainite; Stamping.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 45° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 21 a 24 de outubro de 2008, Ipojuca - Porto de Gainhas - PE*

<sup>2</sup> *Engenheiro de Processos da Mangels Divisão Aços – t.focosi@mangels.com.br*

<sup>3</sup> *Supervisor do Tratamento Térmico da Mangels Divisão Aços – c.gianini@mangels.com.br*

<sup>4</sup> *Engenheiro de Pesquisa e Desenvolvimento da Mangels Divisão Aços – b.scuracchio@mangels.com.br*

<sup>5</sup> *Técnico de Pesquisa e Desenvolvimento da Mangels Divisão Aços – g.belan@mangels.com.br*

<sup>6</sup> *Gerente da Engenharia, Qualidade e Tecnologia da Mangels Divisão Aços – l.martins@mangels.com.br*

# 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos os aços com médio teor de carbono foram os mais utilizados na produção de tiras austemperadas para a fabricação de peças cuja aplicação exigiam alta dureza. O principal desafio no desenvolvimento destes aços foi o de se atingir níveis de ductilidade adequados à estampagem de diferentes geometrias de peças.

Recentemente a Mangels desenvolveu o material BKB29,5, um aço com baixo teor de carbono ligado ao boro, que vem apresentando um excelente desempenho na estampagem de peças mesmo quando austemperadas com altos níveis de dureza.

O aço com baixo teor de carbono ligado ao boro permite a produção de tiras com diferentes níveis de dureza e limite de resistência, em razão da grande versatilidade proporcionada pela estrutura bainítica.<sup>(1,2)</sup>

## 1.1 Mecanismos para Transformação Bainítica

Os mecanismos envolvidos na transformação bainítica ainda não estão bem definidos, existindo ainda uma grande discussão sobre esse assunto. Existem duas frentes para explicar a transformação bainítica:

- A primeira fala sobre um mecanismo de cisalhamento, através do qual as plaquetas cresceriam não continuamente, mas por saltos, formando pequenas sub-unidades sem partição de carbono para a austenita, envolvendo distorções no relevo superficial do material (martensiticamente, ou seja, sem envolver processos difusionais);<sup>(3)</sup>
- A segunda afirma que um mecanismo estritamente difusional está envolvido. Com morfologia acicular, surge naturalmente como consequência da diferença de mobilidade das interfaces semi-coerentes (faces das plaquetas ou ripas) e das arestas formadas por interfaces incoerentes (similar ao crescimento da ferrita de Widmanstätten).<sup>(4)</sup>

A seguir serão apresentadas algumas morfologias da bainita, e como elas são divididas metalograficamente.

### 1.1.1 Bainita superior

A microestrutura da bainita superior consiste de ripas finas de ferrita, cada uma com espessura da ordem de 0,2 micrômetro e comprimento de 10 micrômetros (como podemos observar na Figura 1). As ripas de ferrita crescem de forma agrupada, formando feixes de ripas paralelas possuindo orientação cristalográfica idêntica. As ripas individuais dos feixes são denominadas sub-unidades da bainita. Normalmente, elas são separadas por contornos com micro-orientação ou por partículas de cementita.<sup>(5)</sup>

A formação da bainita superior envolve estágios distintos, iniciando com a nucleação das ripas de ferrita nos contornos de grão da austenita. O crescimento das ripas é acompanhado por mudança de forma da região transformada, que pode ser descrita como um plano invariante de deformação com uma grande componente de cisalhamento, virtualmente idêntica a observada durante a transformação martensítica. A bainita cresce a temperaturas relativamente altas quando comparada com a martensita. A alta tensão associada com a mudança de forma não pode ser suportada pela austenita e a resistência desta diminui com o aumento da temperatura. As tensões induzidas pela transformação são relaxadas pela

deformação plástica da austenita adjacente, e nesta região há aumento na densidade de discordâncias. Esta deformação plástica localizada impede o crescimento indefinido das ripas de ferrita fazendo com que, deste modo, cada subunidade atinja um tamanho limite, tamanho este muito menor que o tamanho de grão da austenita.

Assim como na martensita, a mudança de forma implica que nos mecanismos de crescimento da ferrita bainítica não ocorra difusão, o qual minimiza a energia de deformação associada ao deslocamento, garantindo o crescimento da bainita na forma de ripas finas. Uma vez que a estrutura cristalina da bainita é gerada pelo movimento coordenado de átomos, segue-se que deve existir uma relação cristalográfica entre a austenita e a bainita. Esta relação foi constatada experimentalmente e é do tipo em que pares de planos densos das duas redes são aproximadamente paralelos, assim como suas direções compactas correspondentes aos planos. Esta relação pode ser descrita como sendo do tipo de orientação Kurdjumov-Sachs.

Se certa quantidade de elementos de liga, como, por exemplo, silício ou alumínio (que retardam a formação da cementita) é adicionada ao aço, é possível suprimir a formação da cementita. A microestrutura da bainita superior será formada de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita, se ocorrer à decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente.<sup>(5)</sup>

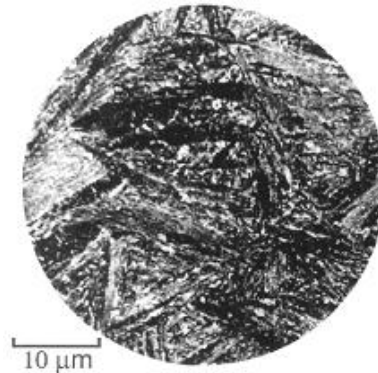
### 1.1.2 Bainita inferior

A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares às apresentadas pela bainita superior. A maior diferença está na precipitação da cementita no interior das ripas de ferrita (Figura 2) apresentando assim uma maior resistência mecânica que a bainita superior. Existem dois tipos de precipitados de cementita: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada. Esta última apresenta relação de orientação de "revenido" encontrada quando ocorre a precipitação de carbonetos durante o tratamento térmico da martensítica.<sup>(6)</sup>

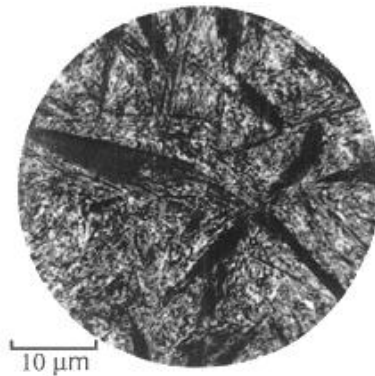
Os carbonetos da ferrita não são, necessariamente, cementita. Dependendo da composição química e da temperatura de transformação, outros tipos de carbonetos de transição podem ser formados primeiro. Em contraste com a martensita revenida, que tem carbonetos precipitados com orientação aleatória, as partículas de cementita na bainita inferior freqüentemente precipitam com uma orientação cristalográfica de 60° em relação ao feixe de ferrita. Na martensita revenida, os carbonetos tendem a precipitar com arranjo Windmanstätten. Este modo peculiar de precipitação na bainita inferior pode surgir pois os carbonetos nucleiam na interface ferrita-austenita, e tendem a adotar uma única variante de relação cristalográfica, a que melhor atende a austenita e a ferrita que estiver em contato.

Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com espessura da ordem de dezenas e comprimento de centenas de nanômetros. Mesmo com eles precipitando no interior da ferrita, ainda assim uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipitam entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior. Uma consequência importante é que a bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os

carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem.<sup>(7)</sup>



**Figura 1** - Microestrutura da bainita superior.P<sup>(3)P</sup>



**Figura 2** - Microestrutura da bainita inferior.(3)

## 1.2 Efeito dos Elementos de Liga

O teor de carbono tem um grande efeito na determinação da faixa de temperaturas em que ocorre a formação da bainita. A temperatura  $B_S$  (temperatura do diagrama de fases onde ocorre o início da transformação bainítica) pode ser reduzida por alguns elementos de liga, mas o carbono exerce o maior efeito, como indicado pela equação empírica:

$$B_S (\text{°C}) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83 Mo \quad (3)$$

O carbono tem maior solubilidade na austenita que na ferrita e tem um grande potencial para estabilizar a primeira, 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 torna a formação da bainita inferior mais fácil, porque torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturadas sofrerem descarbonetação antes da precipitação da cementita.

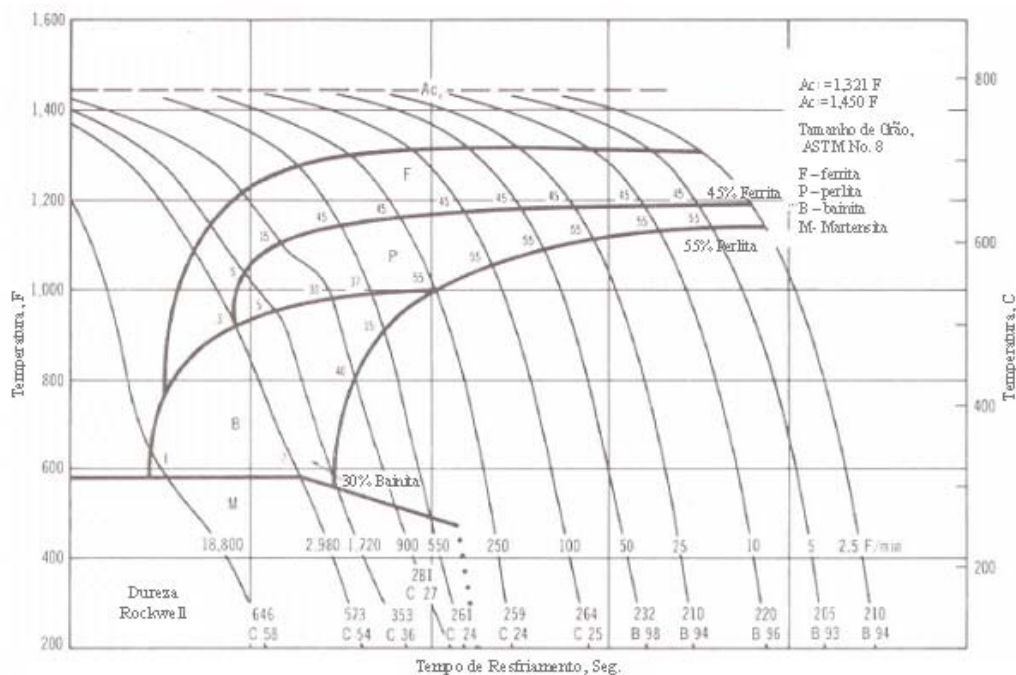
Em aços ao carbono, a reação bainítica é cineticamente deslocada pela reação ferrítica e perlítica, as quais se iniciam em altas temperaturas e em tempos curtos. Assim, em resfriamentos contínuos, é difícil obter a estrutura bainítica (como

podemos observar na Figura 3). A dificuldade de transformação bainítica aumenta se a reação ferrítica for favorecida.

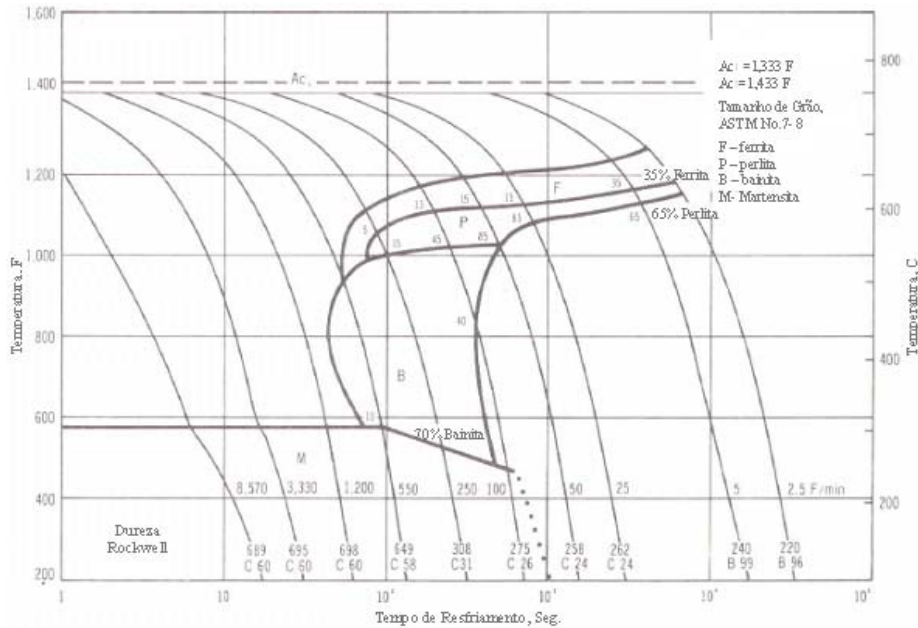
A adição de elementos de liga, normalmente, retarda a reação ferrítica e perlítica, e a reação bainítica é deslocada para menores temperaturas. Estes efeitos causam uma grande separação na reação como podemos observar na curva TTT (Figura 4), mostrando as curvas C para a reação bainítica e perlítica claramente separadas. No entanto, é difícil obter a microestrutura completamente bainítica, devido à proximidade das reações martensítica e 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 a reação perlítica, devido à segregação preferencial em contornos de grão deste elemento, permitindo assim que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Deste modo, para uma grande faixa de velocidades de resfriamento, é possível obter aços completamente bainíticos.<sup>(3)</sup>

Por todos estes motivos, o tratamento térmico utilizado no caso do BKB29,5 da Mangels é isotérmico, sendo que nesse tipo de tratamento a microestrutura 100% bainítica é obtida com maior facilidade. Como dito anteriormente, as dificuldades aumentam em resfriamento contínuo, e este tipo de estrutura normalmente co-existe com outros micro-constituintes como a perlita ou a martensita.



**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.<sup>(8)P</sup>



**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.<sup>P(8)</sup>

### 1.3 Cinética

A análise da taxa de transformação bainítica deve ser feita considerando-se diversos eventos distintos. A sub-unidade nucleia no contorno de grão da austenita e aumenta o seu comprimento com certa taxa velocidade até que o seu crescimento é interrompido pela deformação plástica no interior da austenita. Então, nova sub-unidade é nucleada na sua ponta e a estrutura de feixe é desenvolvida com a continuidade do processo. A taxa de aumento do comprimento do feixe é menor que o aumento individual das sub-unidades, porque há um intervalo entre a formação das sub-unidades sucessivas. A fração volumétrica de bainita depende do crescimento dos feixes formados nas diferentes regiões. A precipitação de carbonetos influencia na cinética, inicialmente havendo remoção do carbono tanto da austenita residual como da ferrita supersaturada.

A energia de ativação da nucleação é diretamente proporcional à força de ativação da transformação. Isto é consistente com a teoria da nucleação da martensita.

O tamanho das ripas individuais da ferrita é tão pequeno que não apresenta resolução no microscópio óptico, no qual é possível observar apenas grupos de ripas. Usando técnicas de alta resolução, como por exemplo, o microscópio eletrônico de transmissão, é possível estudar diretamente o desenvolvimento da reação bainítica. 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. No entanto, a taxa de crescimento dos feixes é normalmente uma ordem de grandeza maior que a

esperada em crescimento controlado pela difusão do carbono. O aumento da espessura depende da taxa que as sub-unidades são nucleadas no interior do feixe.<sup>(9)</sup>

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.

#### **1.4 Transição da Bainita Superior para Inferior**

À medida que a temperatura de transformação isotérmica é reduzida para temperatura abaixo da temperatura  $B_S$ , ocorre a formação da bainita, na qual os carbonetos precipitam na ferrita acompanhada da correspondente redução da quantidade de precipitação na austenita. A transição da bainita superior para inferior pode ser explicada em termos de um processo de revenido rápido que ocorre após o crescimento e saturação das ripas de bainita. O excesso de carbono tende a sofrer partição por difusão na austenita residual, mas a saturação pode ser reduzida pela precipitação na ferrita.

Em altas temperaturas a difusão é tão rápida que não há tempo para ocorrer a precipitação de carbonetos na ferrita, induzindo a formação da bainita superior. Eventualmente, ocorre a precipitação de cementita da austenita residual enriquecida de carbono.

Uma conseqüência observada no mecanismo de transição de bainita superior para inferior é que em aços com alto teor de carbono é possível obter apenas bainita inferior. A quantidade maior de carbono que fica aprisionada na ferrita pela transformação não tem velocidade suficiente para escapar pela austenita, assim a precipitação na austenita é inevitável.

É possível obter a mistura de bainita superior e inferior por transformação isotérmica. Com a formação da bainita superior primeiro, a austenita residual torna-se rica em carbono e a tendência para formar bainita inferior aumenta com a continuidade da transformação. Essa relação permite diferentes taxas de dureza para o material austemperado.<sup>(7)</sup>

## **2 MATERIAIS E MÉTODOS**

### **2.1 Processo de Fabricação**

O material utilizado foi um aço com baixo teor de carbono ligado ao boro, na forma de bobina laminada a quente, processado da seguinte maneira:

- Decapagem
- Corte Circular
- Laminação de Desbaste
- Recozimento
- Laminação de acabamento
- Recorte
- Usinagem de bordas
- Austêmpera

No processo de decapagem contínua (Figura 5) o óxido da bobina laminada a quente é totalmente retirado através da imersão em tanques contendo ácido clorídrico com concentração entre 5 a 15% e temperatura entre 50 e 90°C. Nessa etapa também é realizada a inspeção visual das bobinas.

A bobina é então cortada longitudinalmente (Figura 6) através de facas circulares, sendo o material dividido em rolos menores, para se adequar à capacidade dimensional dos laminadores.



**Figura 5 - Decapagem**



**Figura 6 - Corte Circular**

Os rolos são então laminados a frio em um processo de laminação de desbaste, realizado em laminadores quádruplo reversíveis com sistemas de controle de espessura automatizado (Figura 7), tornando possível obter tolerâncias restritas de espessura mesmo com grandes níveis de redução do material, obtendo-se assim uma espessura próxima ao do produto final.



**Figura 7 Laminador quádruplo reversível**



Após o desbaste, o material é recozido em fornos tipo sino de alta convecção (Figura 8), em ciclos subcríticos visando a sua recristalização. As temperaturas e tempos utilizados nos fornos de recozimento variam em função da taxa de redução sofrida pelo material na laminação a frio.



**Figura 8** - Forno de recozimento tipo sino



**Figura 9** - Recorte

Após o recozimento é então feita a laminação de acabamento, responsável pela definição da rugosidade da superfície do material conferida pelo acabamento superficial dos cilindros de laminação, para se obter a espessura final do produto com tolerâncias dimensionais restritas. Após o passe final, o material é recortado longitudinalmente (Figura 9) com a largura final do produto.

Existem casos onde as bordas das tiras são usinadas (Figura 10), principalmente quando o produto final é destinado a peças como molas ou serras de fita, que necessitam de acabamento de borda sem rebarbas.



**Figura 10** - Usinagem de bordas



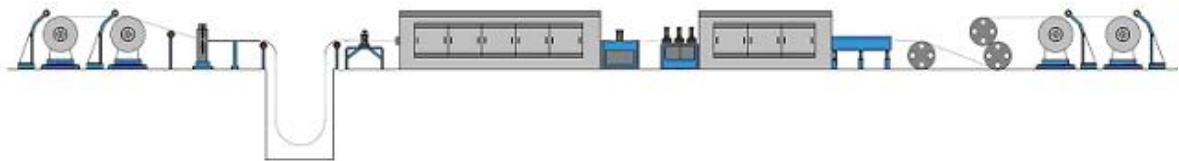
**Figura 11** - Forno de austêmpera

O material, então, é submetido ao processo de tratamento térmico de austêmpera, realizado em fornos contínuos (Figura 11). A parte inicial dos fornos é composta por desenroladores, onde os rolos são desbobinados antes do material

entrar na zona de austenitização; e uma máquina de solda, para unir os rolos em seqüência e garantir que o processo seja contínuo. O material é então introduzido na câmara de austenitização, e por resistências elétricas é aquecido até aproximadamente 900°C. A atmosfera no forno é controlada à base de N<sub>2</sub>, evitando-se a ocorrência de decarbonetação. A relação entre temperatura e velocidade deve ser adequada para garantir o aquecimento e a homogeneização do material, sendo que estes parâmetros vão contribuir para a definição das propriedades finais da tira. Esse processo deve garantir que a estrutura esteja completamente austenítica e homogênea.

Na saída da austenitização, o material é mergulhado em um banho (que pode ser de chumbo líquido ou de sal) visando um resfriamento rápido, impedindo a transformação perlítica no resfriamento, mantendo o material na temperatura deste banho, de aproximadamente 350°C. Este tratamento garante a total transformação da austenita em bainita com níveis de dureza e ductilidade adequados para a aplicação do produto final, dependendo dos parâmetros envolvidos.

Um esquema de um forno de austêmpera com todas as etapas citadas acima se encontra na Figura 12.



**Figura 12** - Esquema de um forno de austêmpera

## 2.2 Materiais

O material desenvolvido, denominado BKB29,5, é um aço com a composição citada na tabela abaixo, similar ao DIN 27MnCrB5.

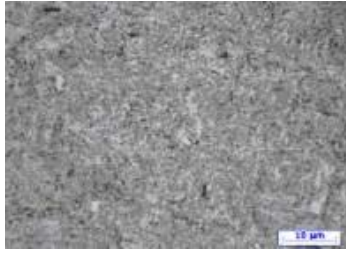
%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%B
0,295	1,200	0,250	0,010	0,006	0,250	0,003

## 3 RESULTADOS

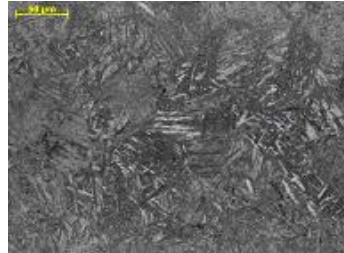
O número de etapas de processo para este material foi menor do que para materiais de médio e alto teor de carbono utilizados anteriormente. Percebemos também que, devido à adição de boro, a faixa de transformação bainítica foi estendida, fazendo com que uma grande faixa de durezas possa ser utilizada, diversificando assim a possibilidade de aplicação em produtos variados.

Conseguimos obter aços com estrutura bainítica inferior (Figura 13) de durezas maiores e estrutura com bainita superior (Figura 14) com durezas menores e até mesmo estruturas mistas (Figura 15) com diversas faixas de dureza. As durezas variaram em valores de 30 a 50 HRC, dependendo dos parâmetros do processo e necessidade na aplicação da peça. As peças foram estampadas, inclusive contendo dobra, não sendo necessário o processo de têmpera e revenimento após a estampagem.

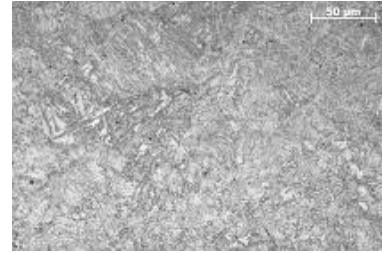
Abaixo alguns exemplos (Figuras 16 a 24) de aplicação de materiais e suas respectivas durezas.



**Figura 13** - Bainita inferior



**Figura 14** - Bainita superior



**Figura 15** - Estrutura mista



**Figura 16** – Presilha



**Figura 17** – Presilha



**Figura 18** – Clipes



**Figura 19** – Presilha



**Figura 20** – Mola



**Figura 21** – Anel trava



**Figura 22** - Clipe



**Figura 23** – Anel elástico



**Figura 24** – Roda da coroa

## 4 CONCLUSÃO

O aço BKB29,5 mostrou-se viável para produção tiras austemperadas designadas para estampagem de peças, mesmo quando sob severas condições de deformação. As propriedades mecânicas finais obtidas apresentaram-se similares às de aços com médio e alto teor de carbono austemperados. Em função da sua alta estampabilidade, este aço tem sido utilizado com sucesso na conformação de peças, eliminando-se a necessidade de se realizar tratamentos térmicos de austêmpera ou tempera e revenimento subseqüentes à estampagem das peças, reduzindo-se o lead time e o custo final do produto.

## 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 Lazzarini, R.; Belan, G.; Martins, L. F. M., Desenvolvimento de Rolos de Aço Austemperado para Indústria de Embalagem, 61<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, 2006.
- 3 H.K.D.H. Bhadeshia. Bainite in Steels, 2nd edition, Institute of Materials, London, 1-458, 2001,.
- 4 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.
- 5 American Society for Metals, The Bainite Transformation, Metallurgical Transactions, 3, 1972.
- 6 Irvine, K. J. and Pickering, F. B., Low-carbon bainitic steels, J. I. S. I., 187, 292, 1957.
- 7 Christian, J. W. and Edmonds, D. V., The Bainite Transformation, Phase Transformations in Ferrous Alloys, TMS-AIME, 293, 1984.
- 8 American Society for Metals, Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams, Metals Park, Ohio 44073, 1977.
- 9 Edgar Bain 80th Birthday Seminar, *Metallurgical Transactions*, 3, 1031, 1972.
- 10 Hehemann, R. F., The Bainite Reaction, Phase Transformations, American Society for Metals, 397, 1970.
- 11 Iron and Steel Institute, Physical Properties of Martensite and Bainite, Iron and Steel Institute Special Report No. 93, 1965.