

# TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA EM AÇOS MICROLIGADOS COM MICROESTRUTURA FERRÍTICA-BAINÍTICA<sup>1</sup>

Antonio Augusto Gorni<sup>2</sup>  
Marcos Domingos Xavier<sup>3</sup>  
Hélio Goldenstein<sup>4</sup>  
André Paulo Tschiptschin<sup>5</sup>

## Resumo

O objetivo desse trabalho foi determinar as características da transformação da austenita sob resfriamento contínuo de diversos aços microligados ao Nb com eventuais adições de Ti, Mo e/ou B. Constatou-se que as ligas ao Nb ou NbTi promoveram a formação de microestrutura ferrítico-bainítica, enquanto que o uso conjunto de Nb, Mo e Nb promoveu intensa formação de constituintes aciculares que elevam a dureza do material. O enriquecimento da austenita remanescente pelo C rejeitado durante a transformação apresentou papel relevante na definição da microestrutura final.

**Palavras-chave:** Aços microligados; Transformação da austenita; Diagramas TRC

## AUSTENITE TRANSFORMATION IN MICROALLOYED STEELS WITH FERRITIC-BAINITIC MICROSTRUCTURES

## Abstract

The aim of this work was to determine the characteristics of austenite transformation under continuous cooling of several Nb microalloyed steels, eventually with Ti, Mo and/or B additions. It was verified that Nb or NbTi alloys promote the formation of ferritic-bainitic microstructure, while the use of Nb, Mo and Nb promoted intense formation of acicular constituents with high hardness. The C enrichment in the remanent austenite had a vital role in the definition of the final microstructure.

**Key words:** Microalloyed steels; Austenite transformation; CCT diagrams.

---

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 62° Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

<sup>2</sup> Membro da ABM. Engenheiro de Materiais, M. Eng., Dr. Eng., Analista de Processos da Gerência de Suporte Técnico da Laminação a Quente, Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA, Cubatão SP. E-Mail: [gorni@cosipa.com.br](mailto:gorni@cosipa.com.br)

<sup>3</sup> Membro da ABM. Engenheiro Metalurgista, M.Sc., Técnico do SENAI 1.19, Osasco SP. E-Mail: [controles119@sp.senai.br](mailto:controles119@sp.senai.br).

<sup>4</sup> Membro da ABM. Professor-Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo SP. E-Mail: [hgoldens@usp.br](mailto:hgoldens@usp.br).

<sup>5</sup> Membro da ABM. Professor-Titular do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, São Paulo SP. E-Mail: [antschip@usp.br](mailto:antschip@usp.br).

## INTRODUÇÃO

O conhecimento dos diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) da austenita dos aços microligados tornou-se indispensável para o desenvolvimento de novos tipos de microestrutura que proporcionam combinações inéditas de propriedades mecânicas.<sup>[1-3]</sup>

O objetivo deste trabalho foi avaliar o comportamento da transformação da austenita não-deformada durante o resfriamento contínuo de diversos aços de baixo carbono microligados ao nióbio para se determinar o efeito de vários elementos de liga na transformação austenítica.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A Tabela 1 mostra as composições químicas dos aços microligados estudados neste trabalho, cuja escolha foi baseada em informações da literatura [2-4]. Também foi considerado o refino de grão e a proteção do boro contra o nitrogênio que é proporcionado pelo titânio.

Como se pode observar, há três famílias básicas de aços nesta tabela. A liga básica da família **A** é um aço microligado ao nióbio com teor de manganês mínimo dentre as ligas aqui estudadas, da ordem de 1,10%. As demais ligas dessa família possuem adições de outros elementos de liga: **A1**, **A** mais titânio; **A2**, **A** mais boro; **A3**, **A** mais titânio e boro; e **A4**, **A** mais titânio, boro e molibdênio. A liga básica da família **B** é basicamente o aço **A** com um teor ligeiramente maior de manganês, da ordem de 1,30%, e menor teor de silício, 0,13%. A liga **B1** possui um teor ainda maior de manganês, 1,43%, mas está isenta de silício; já a liga **B2** possui esse mesmo teor de manganês e mais o teor de silício típico das ligas **A**, 0,24%. Já a liga **C** difere-se de todas as outras por apresentar teor mínimo de carbono e teores máximos de manganês, nióbio e molibdênio, além de um teor de boro similar ao das ligas **A2**, **A3** e **A4**.

**Tabela 1:** Composição química dos aços estudados neste trabalho.

	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Si</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>Mo</b>	<b>B</b>	<b>N</b>
<b>A</b>	0,08	1,10	0,007	0,006	0,24	0,054	0,033	-	-	-	0,0014
<b>A1</b>	0,07	1,08	0,008	0,006	0,25	0,050	0,032	0,038	-	-	0,0018
<b>A2</b>	0,08	1,09	0,008	0,007	0,25	0,046	0,033	-	-	0,0015	0,0022
<b>A3</b>	0,07	1,07	0,007	0,007	0,26	0,048	0,035	0,038	-	0,0013	0,0035
<b>A4</b>	0,08	1,13	0,009	0,007	0,26	0,045	0,035	0,037	0,40	0,0014	0,0011
<b>B</b>	0,07	1,32	0,005	0,005	0,13	0,013	0,036	-	-	-	0,0013
<b>B1</b>	0,06	1,43	0,005	0,005	-	0,030	0,031	-	-	-	0,0013
<b>B2</b>	0,08	1,43	0,006	0,007	0,24	0,012	0,031	-	-	-	0,0011
<b>C</b>	0,05	1,82	0,009	0,007	0,25	0,029	0,054	-	0,50	0,0013	0,0013

As ligas aqui listadas foram elaboradas em forno a vácuo, sendo obtidos lingotes com aproximadamente 40 kg de peso, os quais foram posteriormente forjados na forma de placas com espessura média de 45 mm.

As curvas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) foram determinadas através de ensaios de dilatométrica de têmpera. Os corpos de prova destinados a esses ensaios, pequenos cilindros com diâmetro de 2 mm e comprimento de 12 mm, foram usinados a partir das placas forjadas. O equipamento utilizado foi um dilatômetro Adamel-Lomargi do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP, dotado de forno aquecido por irradiação de lâmpadas de xenônio concentra-

da por meio de espelhos parabólicos sobre as amostras. As amostras foram previamente aquecidas a 900°C durante 360 segundos sob atmosfera de nitrogênio e depois submetidas a resfriamento conforme cinco ou seis curvas de resfriamento previamente programadas, as quais são controladas por microcomputador. Foram aplicadas taxas de resfriamento programadas de 1, 5, 10, 15, e 30°C/s a todos os aços; conforme a necessidade, também foram aplicadas taxas de resfriamento fora dessa faixa, 0,55 ou 55°C/s. As taxas de resfriamento mais elevadas foram obtidas através da injeção de gás hélio sobre as amostras. Os registros das variações no comprimento dos corpos de prova medidas através de um sensor LVDT em função da temperatura, bem como de sua derivada, foram efetuados durante os ensaios. Os pontos de transformação foram determinados pelo uso de um programa computacional aplicou os métodos das tangentes e das inflexões sobre as curvas original e derivada.

Apesar da existência destes recursos foi necessário obter informações adicionais para a determinação dos pontos de transformação através da execução de análises microestruturais e ensaios de dureza nas amostras submetidas aos ciclos térmicos. A caracterização microestrutural das amostras dos oito aços estudados foi efetuada via microscopia ótica e eletrônica de varredura, usando-se o reagente Nital para a revelação. Foi utilizado um banco metalográfico Zeiss Ultraphot para a observação e registro fotográfico em microscopia ótica e um microscópio eletrônico de varredura Cambridge Stereoscan 440 para a observação das amostras com maiores aumentos. As amostras dilatométricas previamente polidas foram submetidas a medidas de dureza Vickers em microdurômetro Zwick com carga de 30 kg.

## RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra os diagramas TRC obtidos para as diversas ligas estudadas neste trabalho. Pode-se observar a partir deles que todas as ligas apresentaram formação de ferrita mesmo sob altas taxas de resfriamento, com exceção da liga **A4**. As microestruturas obtidas também apresentaram bainita e/ou perlita, exceto no caso do aço **C**, cuja microestrutura não apresentou perlita para as taxas de resfriamento aqui aplicadas. A Figura 2 mostra as microestruturas obtidas para o aço **B2** para duas velocidades de resfriamento.

No caso das ligas **A** até **A3** é possível observar que a adição de titânio e boro levou à expansão no campo ferrítico e restrição no campo perlítico, conforme mostram seus diagramas TRC na Figura 1. O fato é confirmado pela elevação nos valores das temperaturas de início da formação de ferrita ( $A_{r3}$ ) e queda nas temperaturas de início de formação de perlita ( $P_i$ ) para essas ligas, conforme indicam os gráficos da Figura 3. É possível observar nessa mesma figura que não ocorreram alterações significativas nos valores das temperaturas de início da formação de bainita ( $B_i$ ) entre esses aços. A inclusão de molibdênio alterou significativamente a transformação da liga **A4**, que tendeu a mostrar microestrutura exclusivamente bainítica. Por sinal, ela apresentou temperaturas  $B_i$  superiores a todas as ligas aqui estudadas. Essas alterações microestruturais se refletiram na dureza das amostras: enquanto que as faixas de dureza apresentada pelos aços **A** e **A1** foram ligeiramente superiores às dos aços **A2** e **A3**, os resultados obtidos para o aço **A4** foram os maiores para esta família de ligas. Contudo, a dispersão dos valores de dureza obtida neste último material foi muito significativa: uma variação de aproximadamente 255 HV entre as amostras resfriadas a 0,5 e 30°C/s, contra os 70 HV anotados para a segunda pior liga da família A sob este aspecto, o aço **A2**.

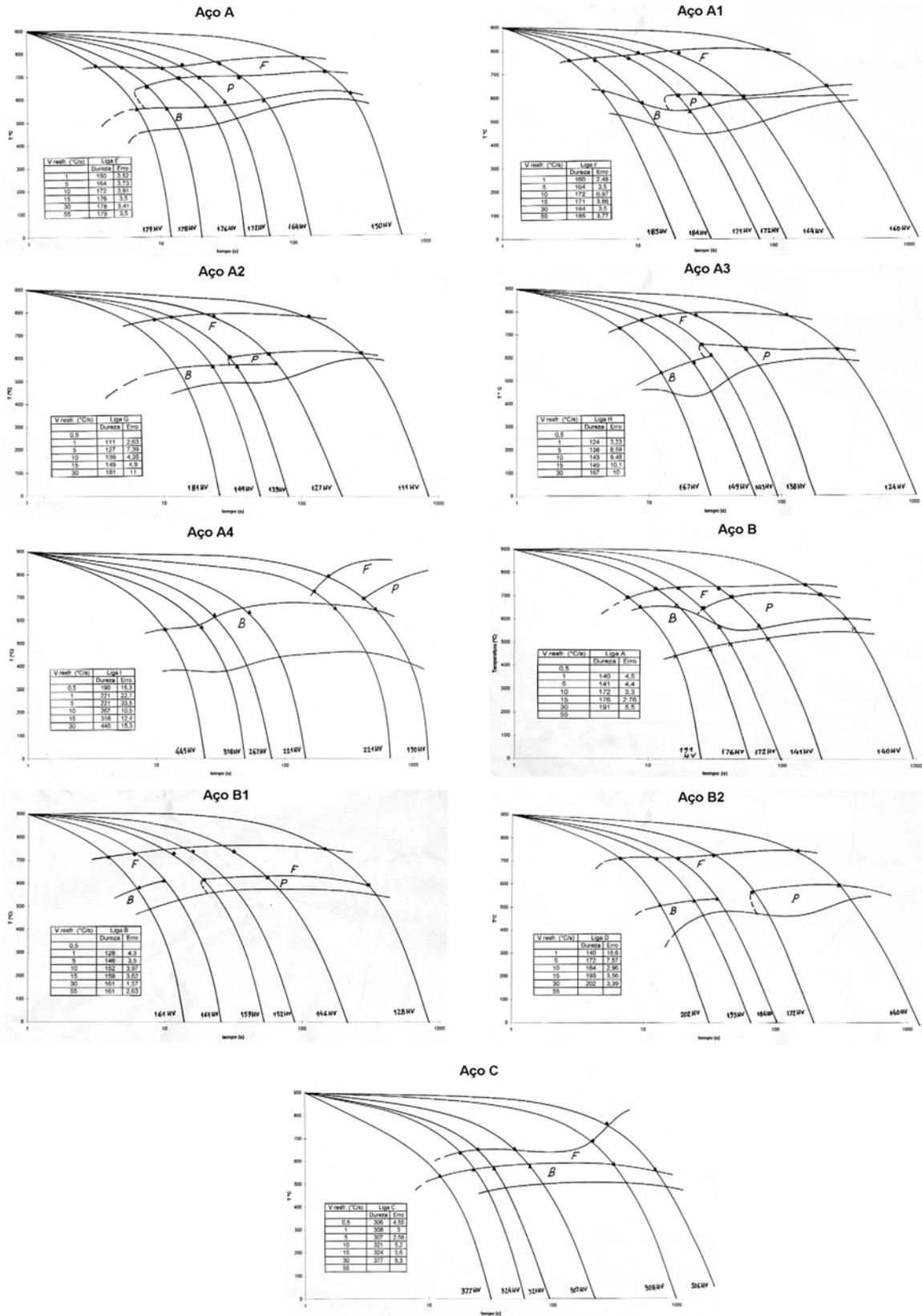
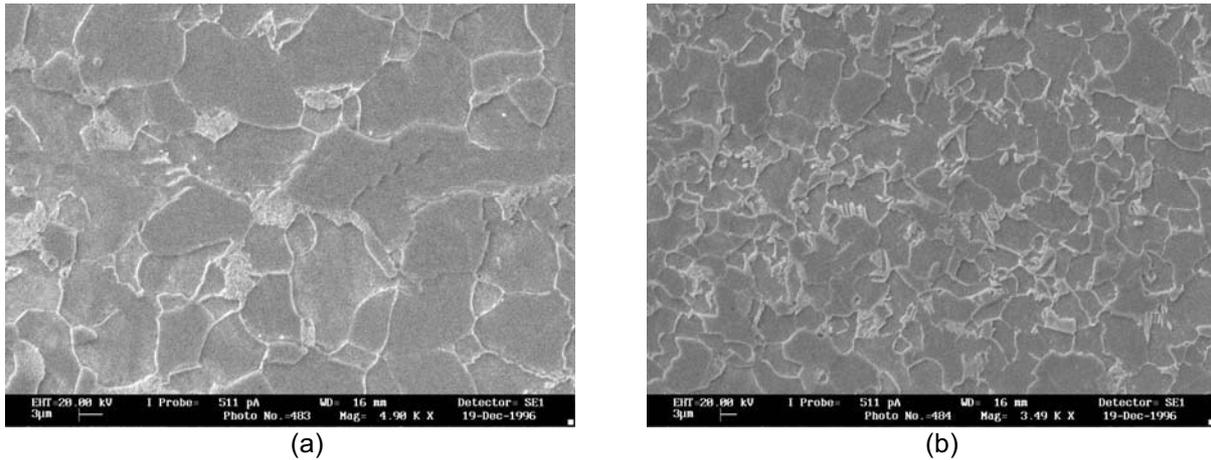
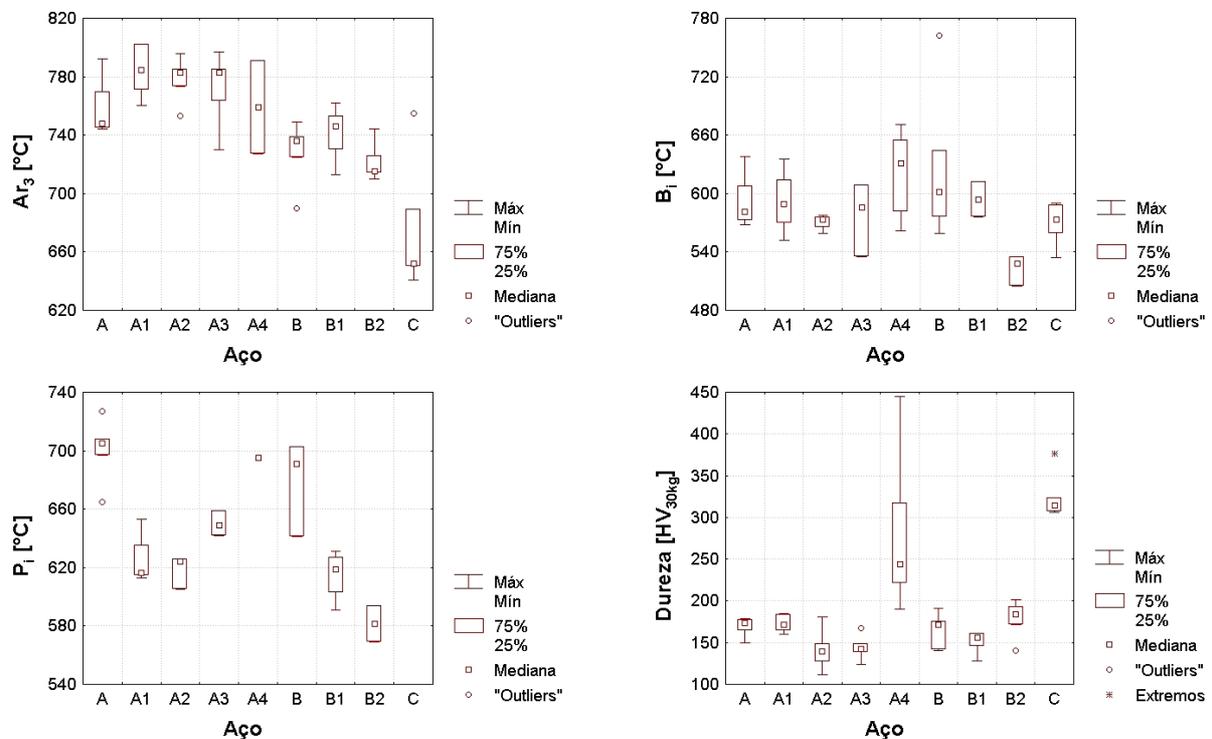


Figura 1: Diagramas TRC dos aços estudados neste trabalho.



**Figura 2:** Microestruturas obtidas por ataque de nital e microscopia eletrônica de varredura para o aço **B2**: a) taxa de resfriamento igual a 5°C/s; ferrita poligonal e perlita fina; aumento de 5.000 x; b) taxa de resfriamento igual a 15°C/s; grãos mais refinados de ferrita, ferrita acicular, ferrita bainítica e alguma ferrita massiva; aumento de 3.500 x.



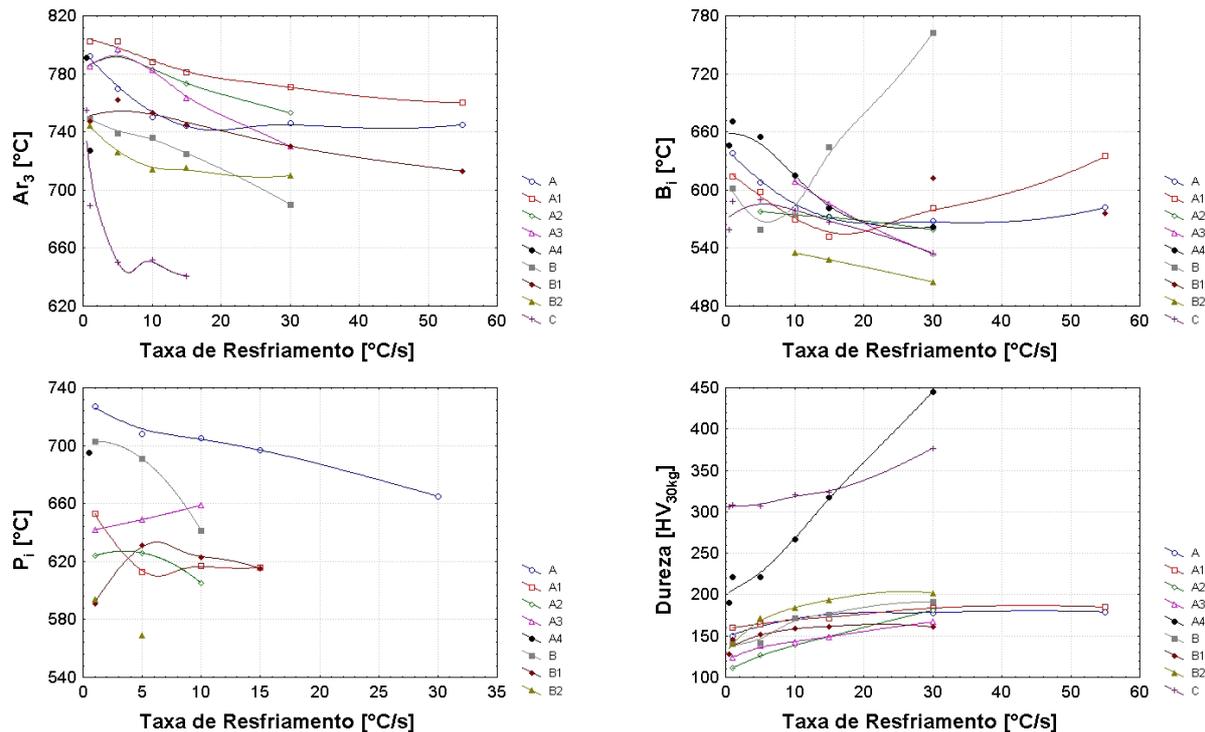
**Figura 3:** Faixas de valores de temperaturas críticas de formação de ferrita ( $A_{r3}$ ), bainita ( $B_i$ ) e perlita ( $P_i$ ) e de dureza para as ligas aqui estudadas ao longo das velocidades de resfriamento aplicadas.

As ligas da família **B** apresentaram temperaturas  $A_{r3}$  ligeiramente inferiores às da família **A**, provavelmente em função de seu maior teor de manganês; contudo, a variação nessa temperatura dentro da mesma família foi pequena, com o aço **B2** tendo apresentado valor mínimo – fato já esperado, considerando-se seu teor máximo de manganês dentro da série. Já a temperatura  $B_i$  caiu à medida que se elevou o teor de manganês na seqüência **B** → **B1** → **B2**; enquanto que as temperaturas  $B_i$  dos aços **B** e **B1** foram similares às dos aços da família **A**, a obtida para o aço **B2** foi claramente inferior. Fato similar ocorreu com a temperatura  $P_i$ . Todavia, tais alterações na transformação austenítica não alteraram significativamente a dureza nas ligas da família **B**, que foram muito similares às obtidas nas ligas de **A** a **A3**.

A liga **C**, que continha teores máximos de manganês, nióbio, molibdênio e boro, apresentou valores mínimos de  $A_{r_3}$  dentro da série aqui estudada, bem como ausência de perlita, o que resultou em máximo valor de dureza média dentro das ligas estudadas neste trabalho. Note-se que a dispersão de dureza ao longo das diferentes taxas de resfriamento aplicadas foi da ordem de 70 HV, menos de um terço da que havia sido obtida para a outra liga com temperabilidade relativamente alta, **A4**.

A Figura 4 mostra a evolução dos valores das temperaturas críticas para transformação da austenita e da dureza obtida nos aços estudados neste trabalho ao longo das taxas de resfriamento aplicadas. Pode-se observar que a temperatura  $A_{r_3}$  apresentou tendência de queda à medida que se elevou a taxa de resfriamento, como já era esperado, particularmente para a liga **C**. Já no caso de  $B_i$  não se observou-se uma tendência inequívoca; para as ligas **A1** e **B** ocorreu declínio de  $B_i$  até um determinado valor de taxa de resfriamento, acima do qual ela passou a subir. A situação ficou ainda mais nebulosa no caso de  $P_i$ . É provável que esse comportamento de  $P_i$  e  $B_i$  seja decorrência do enriquecimento de carbono na austenita remanescente decorrente da formação inicial de ferrita, alterando sua temperabilidade e contribuindo para abaixar essas temperaturas críticas para menores taxas de resfriamento. A Figura 4 também permite verificar que a temperatura  $A_{r_3}$  tendeu a ser inversamente proporcional ao teor de manganês das ligas, já que ela apresentou tendência decrescente na seqüência das famílias de ligas **A** → **B** → **C**. Contudo, o efeito dos elementos de ligas sobre  $B_i$  e  $P_i$  não ficou tão claro, provavelmente em função da concentração de carbono na austenita remanescente já citada acima.

O efeito da velocidade de resfriamento sobre a dureza das ligas, também mostrado na Figura 4, mostrou que todas as ligas, com exceção de **A4** e **C**, apresentaram tendência bastante similar: dureza mínima entre 111 HV e 140 HV e máxima entre 161 HV e 202 HV, com elevação média da ordem de 49 HV entre 0,5 e 30°C/s, estabilizando-se para maiores valores de taxas de resfriamento. A liga **C** apresentou dureza bem mais elevada, oscilando entre 306 e 377 HV. A liga **A4**, por outro lado, mostrou sensibilidade máxima à taxa de resfriamento, passando de 190 HV a 0,5°C/s até 445 HV a 30°C/s.



**Figura 4:** Evolução dos valores de temperaturas críticas de formação de ferrita ( $Ar_3$ ), bainita ( $B_i$ ) e perlita ( $P_i$ ) e de dureza para as ligas aqui estudadas em função das velocidades de resfriamento aplicadas.

## CONCLUSÕES

Constatou-se que, sob taxas de resfriamento superiores a 10°C/s, as ligas ao Nb ou NbTi promovem a formação de microestrutura ferrítico-bainítica, enquanto que o uso conjunto de Nb, Mo e Nb promoveu intensa formação de constituintes aciculares que elevaram a dureza do material. O efeito da taxa de resfriamento sobre as temperaturas críticas do material apresentou desvios em relação ao esperado em função do enriquecimento da austenita residual pelo carbono rejeitado pelos produtos de transformação.

## REFERÊNCIAS

- 1 BROSS, S. & REICHERT, B. Hot-Rolled High-Strength Steel Grades by Salzgitter Flachstahl GmbH. **Steel Grips**, 3, 2003, 184-187.
- 2 HASHIMOTO, S. e outros. Development of Nb Added Ferrite-Bainite Steels and their Automotive Application. **SAE Technical Paper Series 820283**, 1982, 9 p.
- 3 SUDO, M. et al. Niobium Bearing Ferrite-Bainite High Strength Hot-Rolled Sheet Steel with Improved Formability. **Transactions of the ISIJ**, 23:4, April 1983, 303-311.
- 4 TAMEHIRO, H. e outros. Optimum Chemical Composition and Thermomechanical Processing Condition for Nb-B Steel. **Transactions of the ISIJ**, 27:2, February 1987, 130-138.