

# EFEITOS DA DEFORMAÇÃO NA REGIÃO DE NÃO RECRISTALIZAÇÃO DA AUSTENITA SOBRE A MICROESTRUTURA E TEMPERATURA DE TRANSFORMAÇÃO BAINÍTICA DE UM AÇO ARBL<sup>(1)</sup>

*Paulo César M. Rodrigues<sup>(2)</sup>  
André B. Cota<sup>(3)</sup>  
Ronaldo A. N. M. Barbosa<sup>(4)</sup>  
Dagoberto B. Santos<sup>(4)</sup>*

## **Resumo**

Os efeitos da deformação na região de não recristalização da austenita e da taxa de resfriamento sobre a temperatura  $B_i$  (temperatura de início de transformação bainítica) e microestrutura final foram avaliados para um aço ARBL de baixo carbono submetido a resfriamento contínuo, usando ensaios de torção a quente e resfriamento a gás He. As amostras foram submetidas a quatro esquemas de deformação por torção, sendo quatro taxas de resfriamento acelerado para cada um. A evolução microestrutural com a deformação e taxa de resfriamento foi estudada por microscopia óptica, eletrônica de varredura e por medições de microdureza Vickers. Os resultados mostram que para a taxa de resfriamento de 2°C/s a microestrutura é constituída de ferrita poligonal e bainita, independente do grau de deformação. Para taxas de resfriamento mais altas a microestrutura é predominantemente bainítica, com uma pequena quantidade de ferrita poligonal fina. Verifica-se que para um mesmo grau de deformação, uma maior taxa de resfriamento implica em uma menor temperatura  $B_i$ , sendo este efeito mais pronunciado para as amostras não deformadas; e que para uma mesma taxa de resfriamento, uma maior deformação na região de não recristalização resulta em uma maior temperatura  $B_i$ . Por outro lado, os efeitos da microestrutura sobre a microdureza do aço são mostrados para todas as condições investigadas.

**Palavras-chave:** Quantidade de deformação; Temperatura de transformação bainítica; Microestrutura bainítica.

<sup>1</sup> Trabalho a ser apresentado durante o 60º Congresso Anual da ABM – 25 a 28 de julho de 2005, Belo Horizonte/MG, Brasil.

<sup>2</sup> Prof. Adjunto do Dep. de Engenharia Mecânica/UFMG

<sup>3</sup> Prof. Adjunto do Dep. de Física/ICEB/UFOP e da REDEMAT/UFOP

<sup>4</sup> Prof. Adjunto do Dep. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais/UFMG

## INTRODUÇÃO

O conhecimento da transformação no resfriamento contínuo (diagramas TRC) é essencial para se prever a microestrutura dos aços. Muitos destes diagramas são determinados por técnicas como dilatométrica com ou sem deformação<sup>[1,2]</sup> e ensaios de compressão ou torção a quente com análise térmica diferencial<sup>[3,4]</sup>.

O principal fator que controla a temperatura de início de transformação bainítica (Bi), em aços de baixo carbono, é o teor de soluto na fase austenítica do aço no momento da transformação. Alguns elementos contribuem para diminuir a temperatura Bi e o carbono tem a maior influência. A adição de Cr tem o efeito de diminuir a temperatura Bi e aumentar a temperabilidade bainítica, enquanto o Mo tem um efeito mais marcante em atrasar a formação da ferrita poligonal<sup>[5]</sup>. O boro causa um acréscimo na temperabilidade bainítica, inibindo a ferrita poligonal<sup>[5]</sup>.

Outra variável que afeta a temperatura Bi é a deformação da austenita na região de não recristalização. Segundo Garcia et al.<sup>[6]</sup>, a deformação acumulada na austenita causa um aumento na temperatura Bi, podendo ser explicado pela queda do teor de Nb em solução, devido a precipitação de Nb(C,N) induzida pela deformação. Yang et al.<sup>[7]</sup>, também, estudaram o efeito dessa deformação (equivalente a 40%) sobre a transformação em resfriamento contínuo de um aço ultra baixo carbono, microligado com Ti, Nb e B. Seus resultados mostraram que, para uma mesma taxa de resfriamento, a temperatura Bi da amostra pré-deformada é maior que da amostra não deformada. Observaram uma forte evidência de que a deformação aumenta a taxa de transformação bainítica durante o resfriamento contínuo. Para Yamamoto et al.<sup>[8]</sup> esse tipo de deformação na austenita aumenta o valor de Bi, comparada com a estrutura austenítica não deformada, e o tamanho de grão austenítico não afeta a temperatura Bi. O aumento de energia armazenada nos contornos de grão e nas bandas de deformação acelera a transformação bainítica<sup>[8]</sup>.

A taxa de resfriamento, também, afeta a temperatura Bi. Yang et al.<sup>[7]</sup>, Yamamoto et al.<sup>[8]</sup> e Cota et al.<sup>[9]</sup> verificaram que o aumento na taxa de resfriamento causa uma queda na temperatura Bi. O objetivo desse trabalho é mostrar a influência da deformação da austenita na região de não recristalização e da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi e na microestrutura final, e conseqüentemente, sobre a microdureza de um aço ARBL bainítico de baixo carbono.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química do aço estudado neste trabalho é dada na Tabela 1. Este aço contém 24ppm de B e é microligado com Nb, Ti e V, e foi fornecido na condição como laminado a quente pela indústria nacional.

**Tabela 1.** Composição química do aço investigado (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ni	B	Ti	N
0.08	1.7	0.25	0.021	0.002	0.029	0.033	0.058	0.17	0.0024	0.026	0.0048

O modelo dos corpos de prova, os equipamentos utilizados e os detalhes das medições nos ensaios de torção estão devidamente descritos em outro trabalho<sup>[9]</sup>.

As amostras foram reaquecidas a 900°C por 15 min, resfriadas a 1°C/s até 810°C e em seguida, submetidas a quatro níveis de deformação equivalente ( $\epsilon_{eq} = 0; 0,3; 0,6$  e  $1,2$ ). A taxa de deformação usada foi  $2s^{-1}$  e a temperatura de deformação estabelecida a partir do conhecimento da temperatura de não recristalização,

$T_{nr}=970^{\circ}\text{C}^{[9]}$ , do aço. O resfriamento empregado após o processamento termomecânico, compreendeu quatro níveis de taxas de resfriamento, 2; 7; 19 e  $35^{\circ}\text{C/s}$ . As taxas de resfriamento são referentes a valores médios medidos entre  $800$  e  $500^{\circ}\text{C}$ . Um sistema de resfriamento a gás hélio foi utilizado com o objetivo de controlar a taxa de resfriamento após o ensaio de torção a quente<sup>[9]</sup>. A técnica de análise térmica diferencial<sup>[4]</sup> foi usada para se obter informações das transformações austeníticas. Os valores das temperaturas foram medidos com erro relativo médio de  $\pm 2^{\circ}\text{C}$ . A Figura 1 ilustra, esquematicamente, o processamento geral da amostras.

Amostras da seção longitudinal e tangencial dos corpos de prova tubulares foram usadas para análise metalográfica. A preparação de todas as amostras seguiram os procedimentos usuais descritos na literatura<sup>[4,9]</sup>. As frações volumétricas dos constituintes foram medidas pelo método da contagem de pontos, segundo as normas ASTM E 562-76 e ASTM E 562-83. A rede de pontos foi aplicada 50 vezes, em diferentes campos de observação da superfície transversal da amostra previamente atacada. Os resultados, média e desvio padrão, foram obtidos com uma precisão relativa para um limite de confiança de 95%. Todos os resultados mostraram erros relativos inferiores a 10%. A caracterização microestrutural foi desenvolvida através de microscopia óptica e eletrônica de varredura.

Os ensaios mecânicos de microdureza Vickers foram realizados utilizando penetrador Vickers (piramidal de diamante) e carga de  $2,942\text{N}$  ( $300\text{gf}$ ). As medidas foram feitas na superfície longitudinal polida da amostra, isenta de ataque, sendo 10 impressões realizadas em diferentes campos de observação, escolhidos aleatoriamente. Os resultados, expressos em termos da média e desvio padrão, apresentaram erros relativos menores que 10%.

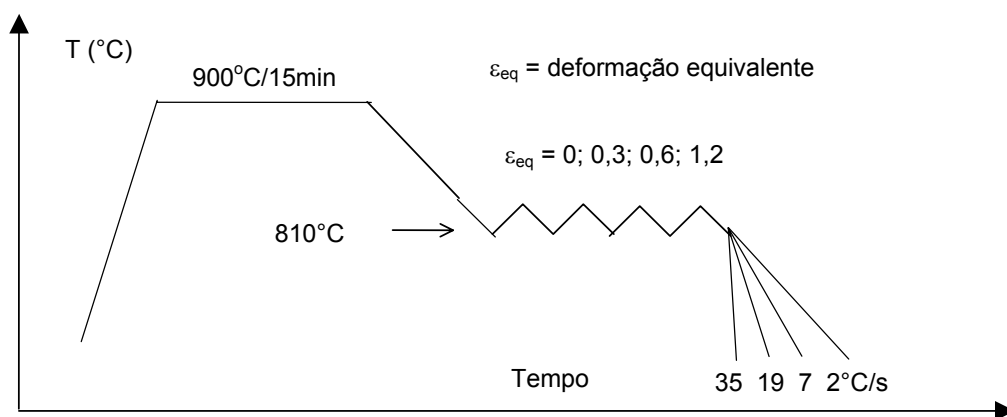


Figura 1. Representação esquemática do processamento das amostras do aço.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

### Efeitos da Deformação e da Taxa de Resfriamento sobre a Temperatura $B_i$

Os efeitos da taxa de resfriamento e da deformação sobre a temperatura  $B_i$  são mostrados nas Figuras 2a e 2b, para as condições de processamento usadas. Os dados indicam que um aumento na taxa de resfriamento implica em uma diminuição na temperatura  $B_i$ , para todas as deformações aplicadas. Verifica-se que o efeito da taxa de resfriamento sobre o valor de  $B_i$  é mais acentuado para as amostras não deformadas. Nestes casos, o valor de  $B_i$  varia de  $590$  a  $540^{\circ}\text{C}$  ( $50^{\circ}\text{C}$  de variação), quando a taxa de resfriamento varia de  $2$  a  $35^{\circ}\text{C/s}$ . Para as amostras deformadas de  $1,2$  o valor de  $B_i$  varia de  $600$  a  $590^{\circ}\text{C}$  ( $10^{\circ}\text{C}$  de variação), quando a taxa de

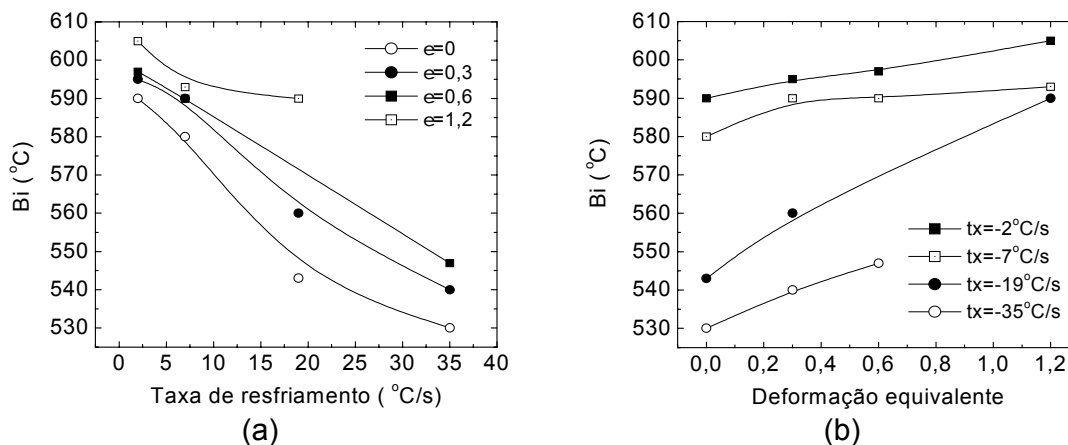
resfriamento varia de 2 a 19°C/s. Esta mesma tendência de influência da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi pode ser observada nos trabalhos de Cota et al.<sup>[4]</sup>, Yang et al.<sup>[7]</sup> e de Yamamoto et al.<sup>[8]</sup>, que utilizaram aços de composição diferentes e uma única deformação na região de recristalização.

O efeito da deformação da austenita na região de não recristalização sobre Bi é, também, observado na figura 2b, onde, um aumento no grau de deformação implica em um aumento na temperatura Bi, para todas as taxas de resfriamento utilizadas.

Os valores das temperaturas Ar3 foram evidenciados e medidos somente para a taxa de resfriamento de 2°C/s e estão indicados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Temperatura Ar3 em função da deformação aplicada à austenita para amostras resfriadas a 2°C/s.

Grau de deformação equivalente	0	0.3	0.6	1.2
Ar3 (°C)	712	731	736	750



**Figura 2.** Efeito das variáveis de processamento sobre a temperatura Bi. (a) Taxa de resfriamento, (b) Deformação equivalente da austenita na região de não recristalização.

A influência da deformação na região de não recristalização sobre a temperatura Bi pode ser explicada pela cinética da transformação bainítica, para a qual tem sido aceito o modelo adifusional<sup>[4,8,10]</sup>. Neste modelo, a nucleação da ferrita ocorre pelo mecanismo difusional e o seu crescimento longitudinal pelo mecanismo adifusional (cisalhamento). O crescimento das ripas (ou placas) de ferrita é controlado pela repetida nucleação de subunidades (ripas ou placas de ferrita bainítica individuais). A taxa de nucleação das subunidades depende fortemente da diferença de energia livre entre a fase austenítica e a fase ferrítica (força motriz para transformação). Assim, quando a austenita é deformada na região de não recristalização, ocorre um aumento na energia armazenada nos contornos de grão e nas bandas de deformação, isto é, um aumento na força motriz para a nucleação. Este aumento na força motriz acarreta um aumento no número de sítios para a nucleação e, conseqüentemente, um aumento na temperatura Bi<sup>[5]</sup>.

A influência da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi está de acordo com os resultados da literatura<sup>[4,6,7,8]</sup>, pois a temperatura Bi reflete a quantidade de força motriz termodinâmica requerida para iniciar a transformação difusional da austenita em bainita. O aumento da taxa de resfriamento implica no aumento dessa força motriz, o que implica em uma diminuição da temperatura Bi.

Observa-se na Tabela 2 que o aumento de deformação acarreta um aumento na temperatura Ar3, como relatado na literatura<sup>[1,2,3,4]</sup>. Quando a austenita é deformada

na região de não recristalização, ocorre um aumento na energia armazenada nos contornos de grão e nas bandas de deformação (aumento da força motriz para a transformação). Este aumento causa um acréscimo no número de sítios para a nucleação e, conseqüentemente, um aumento na temperatura Ar3.

O método de análise por regressão linear múltipla foi utilizado para avaliar a influência da taxa de resfriamento(tx) e da deformação equivalente( $\epsilon_{eq}$ ), sobre a temperatura Bi. A equação (1) fornece  $B_i=f(tx, \epsilon_{eq})$ , para o aço em estudo:

$$B_i(^{\circ}C)= 588,8 -1,64.tx + 19,95.\epsilon_{eq} \quad R=97\% \quad (1)$$

onde, R é coeficiente de correlação múltipla.

A Tabela 3 apresenta os valores dos coeficientes dos regressores, com os seus respectivos erros padrão e razões t. Nesta tabela, também, são fornecidos os valores dos coeficientes dos regressores (tx e  $\epsilon_{eq}$ ) padronizados (subtraindo-os de suas respectivas médias e dividindo pelos respectivos desvios padrão), para se avaliar a influência destes sobre Bi, sem o efeito das suas unidades de medida.

**Tabela 3.** Dados estatísticos da regressão múltipla, equação (1).

Regressor	Coefficiente	Erro padrão	Razão t	Coefficientes padronizados
-----	588.8	3.60	163.53	-----
tx	-1,64	0,15	-11,19	-0,84
$\epsilon_{eq}$	19,95	4,19	4,76	0,36

A equação (1) e a figura 2 mostram que um aumento na taxa de resfriamento acarreta uma diminuição na temperatura Bi e que um aumento no grau de deformação implica em um aumento na temperatura Bi. Nota-se que os sinais dos coeficientes dos dois regressores, na equação (1), estão coerentes com a influência que exercem sobre a temperatura Bi. A partir dos coeficientes padronizados, verifica-se que a taxa de resfriamento é o parâmetro de maior influência sobre a temperatura Bi. Um aumento de uma unidade na taxa de resfriamento e na deformação equivalente causa uma redução na temperatura Bi de 0,84 unidades e um aumento na temperatura Bi de 0,36 unidades, respectivamente.

### Microestrutura Final e Microdureza

A Figura 3 (a-h) ilustra a microestrutura final das amostras obtidas no MEV. Os efeitos combinados da deformação e da taxa de resfriamento resultam em um refinamento da microestrutura com o aumento dos valores de ambas as variáveis. Nas fotomicrografias da Figura 3 (a, c, e, g), verifica-se que o aumento da deformação ocasionou uma diminuição no tamanho de grão ferrítico e nas frações volumétricas da ferrita poligonal e perlita. Por outro lado, nas fotomicrografias da Figura 3 (b, d, f, h), verifica-se o efeito da taxa de resfriamento sobre a microestrutura. Para um mesmo grau de deformação verifica-se a mudança na morfologia da bainita de granular para ferrita bainítica (ferrita acicular). Para taxas de resfriamento mais altas, mesmo na ausência de deformação, observa-se uma maior fração volumétrica de bainita e uma queda acentuada na fração volumétrica de ferrita poligonal e perlita, como descrito na literatura<sup>[2]</sup>. Para maiores deformações, um aumento da taxa acarreta um aumento na acicularidade da ferrita e da microestrutura como um todo.

Em particular, verifica-se de forma bastante nítida nas fotomicrografias da Figura

3 (f e h) a ocorrência da formação de regiões de bainita, nas quais as ripas são paralelas entre si e possuindo larguras muito pequenas. Estas regiões têm sido classificadas como pacotes de bainita<sup>[6]</sup> e muitas podem pertencer ao mesmo grão.

A variação do tamanho médio de grão ferrítico, bem como das partículas do constituinte MA, na microestrutura final, pode ser observada na Figura 4. Neste estudo, o refinamento da microestrutura (tamanho de grão ferrítico variou de 22 a 5 $\mu$ m) não foi maior devido à deformação total equivalente ter sido realizada em uma temperatura abaixo da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) do aço. Para a composição química desse aço,  $T_{nr}$  calculado equivale a 970°C<sup>[9]</sup>.

Desta forma, destaca-se que a austenita submetida à deformação em 810°C, apresentava os grãos em uma condição não recristalizada e assim, mais grosseira. Portanto, de forma relativa, a taxa de resfriamento transparece ter tido maior efeito de refinamento sobre a microestrutura do que a deformação, conforme a Figura 4.

Embora as Figuras 3 e 4 sejam bastante esclarecedoras, foi realizada uma análise adicional por regressão múltipla, com o objetivo de verificar a escala de importância das variáveis de processamento, tx e  $\epsilon_{eq}$ , sobre o tamanho dos constituintes presentes na microestrutura. A análise forneceu as seguintes equações:

$$d_{FP} (\mu\text{m}) = 21,1 - 5,29 \cdot \epsilon_{eq} - 0,30 \cdot tx \quad R = 96\% \quad (2)$$

$$d_{MA} (\mu\text{m}) = 8,68 - 3,3 \cdot (\epsilon_{eq})^{0,5} - 1,0 \cdot (tx)^{0,5} + 0,1 \cdot \epsilon_{eq} \cdot tx \quad R = 96\% \quad (3)$$

onde,  $d_{FP}$ ,  $d_{MA}$ ,  $\epsilon_{eq}$ , tx e R são o tamanho médio de grão ferrítico, das partículas do constituinte MA, a deformação equivalente, taxa de resfriamento e coeficiente de correlação múltipla, respectivamente.

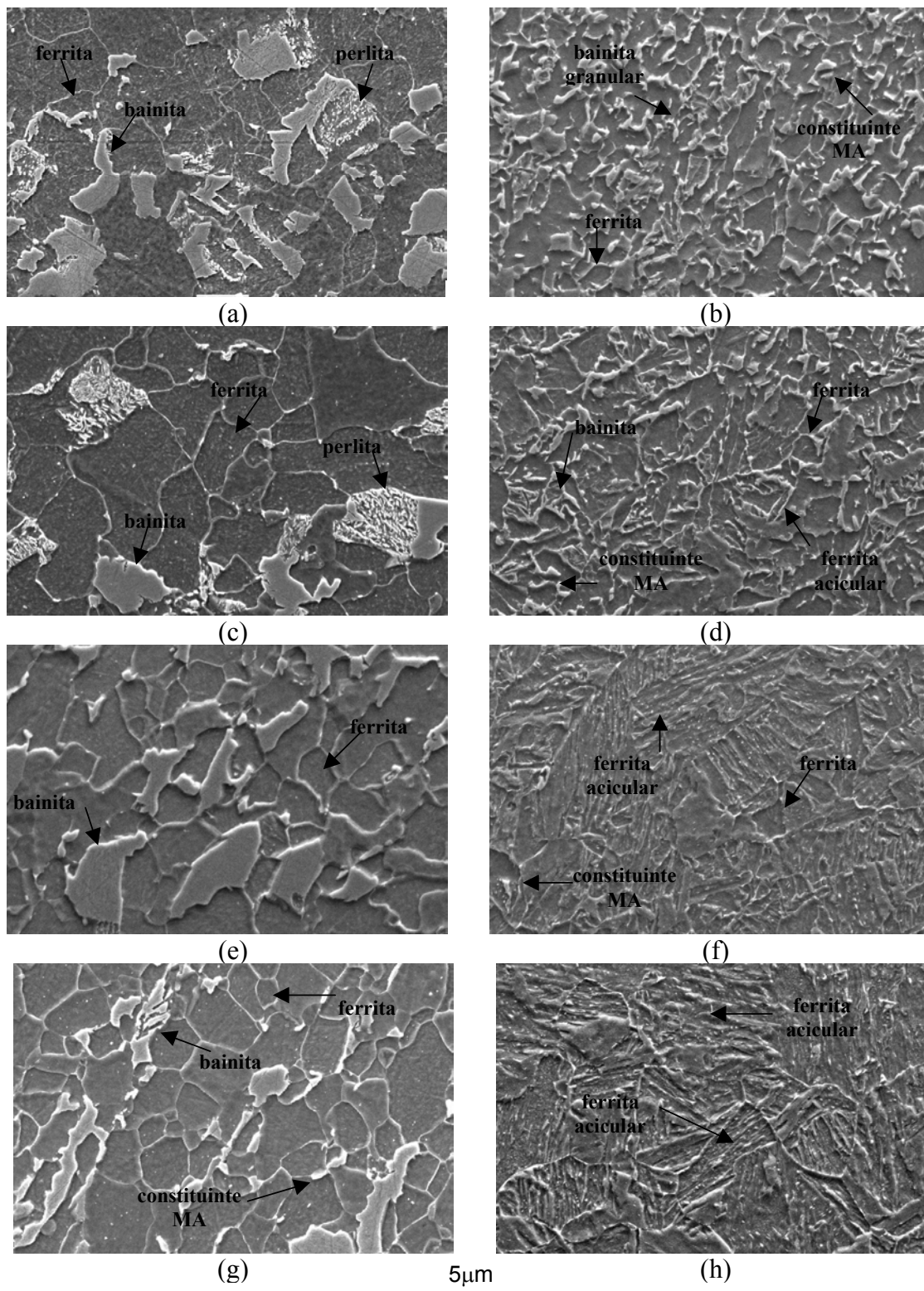
A Tabela 4 mostra os valores dos coeficientes, erros padrão e razões t da análise.

**Tabela 4.** Dados estatísticos da regressão múltipla, equações (2) e (3).

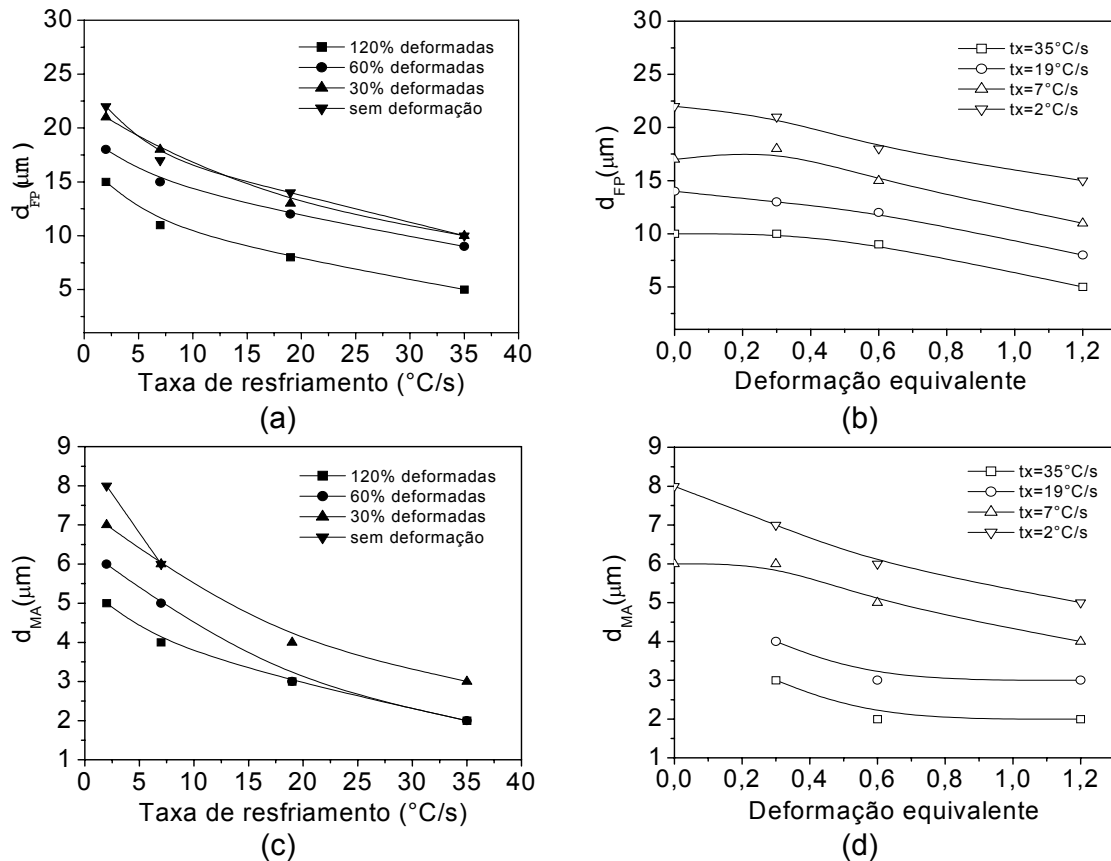
Equação	Regressor	Coefficiente	Erro padrão	Razão t	R (%)
2	-	21,1	0,67	31,53	96
	$\epsilon_{eq}$	- 5,29	0,76	- 6,95	
	tx	- 0,30	0,03	- 11,24	
3	-	8,68	0,50	17,35	96
	$(\epsilon_{eq})^{0,5}$	- 3,32	0,49	- 6,78	
	$(tx)^{0,5}$	- 1,01	0,11	- 8,87	
	$\epsilon_{eq} \cdot tx$	0,07	0,02	3,26	

As equações (2) e (3) e a figura 4 mostram que um aumento no grau de deformação, e na taxa de resfriamento, implicam em um maior refinamento da ferrita e das partículas do constituinte MA. Destaca-se que os sinais dos coeficientes, dos dois regressores nas equações acima, estão coerentes com a influência que exercem sobre o tamanho dos constituintes.

Os efeitos da taxa de resfriamento e da deformação equivalente sobre a microdureza Vickers do aço podem ser vistos na Figura 5. Verifica-se que a taxa de resfriamento influencia a microdureza para todos os graus de deformação e que a deformação afeta a microdureza apenas para taxas igual ou superiores a 7°C/s. Em taxas de resfriamento igual ou inferior a 2°C/s, mesmo com graus de deformação crescentes, a formação de bainita é pequena. Nestes casos, a transformação da austenita em ferrita poligonal é mais acentuada, levando o aço a possuir uma microestrutura mais macia e, conseqüentemente, de menor dureza. Quando a taxa

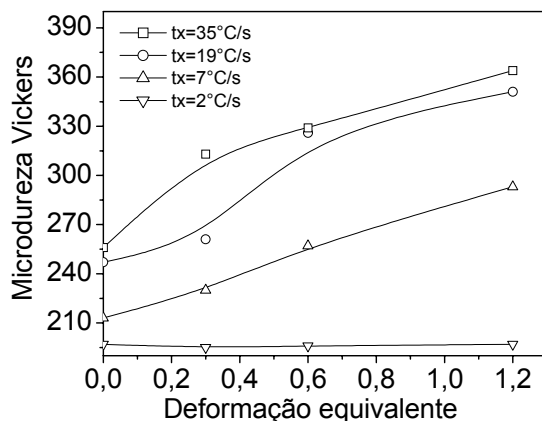


**Figura 3.** Fotomicrografias do MEV, amostras processadas em diferentes condições. (a) e (b) sem deformação, (c) e (d) deformadas em 0,3, (e) e (f) deformadas em 0,6, (g) e (h) deformadas em 1,2. (a), (c), (e), (g) resfriadas a 2°C/s, (b), (d), (f), (h) resfriadas a 35°C/s. Nital 2%, 3000X.



**Figura 4.** Influência das variáveis de processamento sobre o tamanho médio de grão ferrítico ( $d_{FP}$ ) e das partículas do constituinte MA ( $d_{MA}$ ) na microestrutura final. (a)  $d_{FP}$  em função da taxa de resfriamento, (b)  $d_{FP}$  em função da quantidade de deformação equivalente, (c)  $d_{MA}$  em função da taxa de resfriamento, (d)  $d_{MA}$  em função da quantidade de deformação equivalente.

aumenta de 2 para  $35^{\circ}C/s$ , a microdureza aumenta 167 unidades para amostras deformadas em 1,2 e 59 unidades para amostras não submetidas à deformação.



**Figura 5.** Efeito da deformação e da taxa de resfriamento sobre a microdureza Vickers.

## CONCLUSÕES

O presente estudo do aço ARBL bainítico de baixo carbono sugere as seguintes conclusões:

- Nas condições de processamento termomecânico usadas e taxas de resfriamento entre 2 e  $35^{\circ}C/s$ , as amostras estudadas apresentaram uma microestrutura, tipicamente, bainítica, quanto mais a taxa de resfriamento se aproxima do valor de  $35^{\circ}C/s$ .

- Um aumento na taxa de resfriamento causa uma diminuição na temperatura  $B_i$  e



um aumento no grau de deformação implica em um aumento na temperatura Bi. A taxa de resfriamento é o parâmetro de maior influência sobre a temperatura Bi.

- Verifica-se que as frações volumétricas de ferrita poligonal e de bainita granular, com presença de constituinte MA, diminuem com o aumento taxa de resfriamento. Por outro lado, a bainita torna-se mais fina, caracterizada pela presença de pacotes de ripas paralelas de ferrita acicular, contendo ou não filmes de constituinte MA entre si. O aumento da taxa de resfriamento acarreta um aumento da fração de bainita, com a mudança de sua morfologia de granular para acicular. À medida que a deformação aumenta, para uma mesma taxa de resfriamento, verifica-se que a fração de bainita também aumenta, mas o seu efeito é menor. Equações quantitativas propostas demonstram tais influências. Essas mudanças na microestrutura final causam efeitos marcantes na dureza do aço.

### **Agradecimentos**

Os autores agradecem à FAPEMIG pelo suporte financeiro a esta pesquisa e à Usiminas pelo fornecimento da liga utilizada.

### **REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS**

1. Smith, Y.E., Sieberg, C.A., Continuous Cooling Transformation Kinetics of Thermomechanically Worked Low-Carbon Austenite, **Metallurgical Transactions**, v. 2, p.1711-1725, June 1971.
2. Rodrigues, P.C.M. et al., Efeito da Taxa de Resfriamento Sobre a Microestrutura Final de um Aço ARBL de Baixo Carbono Submetido a Ensaio Dilatométrico, **Anais 54º Congresso Anual da ABM**, São Paulo, SP, julho de 1999, Finardi, J. (ed), ABM, p. 12-22.
3. Kaspar, R. et al., Determination of CCT Diagrams by Thermal Analysis after Simulated Hot Deformation Processes, **Steel Research**, nº1, pp. 557-562, 1986.
4. Cota, A.B., Modenesi, P.J., Barbosa, R. and Santos, D. B., Determination of CCT Diagrams by Thermal Analysis of a HSLA Bainitic Steel Submitted to Thermomechanical Treatment, **Scripta Materialia**, V40, nº 2, 1999, p.165-169.
5. Bai, S. et al., Continuous Cooling Transformation Temperatures Determined by Compression Tests in Low Carbon Bainitic Grades, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29A, p. 989-1001, March 1998.
6. Garcia, C.I. et al., Ultra-low Carbon Bainitic Plate Steels, Processing, Microstructure and Properties, **ISS Transactions**, v. 13, p. 103-112, 1992.
7. Yang, J.R. et al., The Effect of Compressive Deformation on the Transformation Behavior of an Ultra-Low-Carbon Bainitic Steel, **Proc. Int. Symposium On Low-Carbon Steels For The 90's**, Pittsburgh, 1993, Asfahani, R., Tither, G.(ed.),TMS, p. 293-301.
8. Yamamoto, S. et al., Effects of the Austenite Grain Size and Deformation in the Unrecrystallized Austenite Region on Bainite Transformation Behavior and Microstructure, **ISIJ International**, v. 35, nº 8, p.1020-1026, 1995.
9. Cota, A.B. et al., Simulation of the Controlled Rolling and Accelerated Cooling of a Bainitic Steel using Torsion Testing, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 100, p. 156-162, 2000.
10. Mazancová, E. et al., Physical Metallurgy Characteristics of the MA Constituent Formation in Bainite Granular, **J. Materials Processing Technology**, 64, p.287-292, 1997.

# DEFORMATION EFFECTS IN AUSTENITE NON-RECRYSTALLIZATION REGION ON THE MICROSTRUCTURE AND BAINITIC TRANSFORMATION TEMPERATURE OF A HSLA STEEL<sup>(1)</sup>

*Paulo César M. Rodrigues<sup>(2)</sup>  
André B. Cota<sup>(3)</sup>  
Ronaldo A. N. M. Barbosa<sup>(4)</sup>  
Dagoberto B. Santos<sup>(4)</sup>*

## **Abstract**

The effects of deformation in austenite non-recrystallization region and cooling rates on the bainitic transformation temperature (Bi) and final microstructure were studied in a HSLA low carbon steel submitted to continuous cooling by means of hot torsion tests and He gas cooling. The samples were submitted to four programs of torsion tests with four cooling rates each one. The microstructure change with deformation and cooling rate was studied by optical and scanning electron microscopy and Vickers microhardness measurements. The results show the microstructure composed with bainite and polygonal ferrite for 2°C/s cooling rate, independent of the deformation degree. For cooling rates higher the microstructure is predominantly bainitic with a small quantity of fine polygonal ferrite. It was observed for the same deformation amount that the higher cooling rate induced the smaller Bi temperature, and this effect is bigger for samples without deformation. Otherwise, for the same cooling rate, the higher deformation amount in austenite non-recrystallization region caused higher Bi temperature. The microstructure effects in the steel Vickers microhardness are shown for all conditions.

**Key-words:** Deformation amount; Bainitic transformation temperature (Bi); Bainitic microstructure.

<sup>1</sup> 60° Annual Congress of ABM – 25-28 July, 2005, Belo Horizonte/MG, Brazil

<sup>2</sup> Associate Prof., Dr., Mechanical Engineering Department - UFMG

<sup>3</sup> Associate Prof., Dr., Physical Department - ICEB and REDEMAT - UFOP

<sup>4</sup> Associate Prof., Dr., Metallurgical and Materials Engineering Department – UFMG