

Influência da deformação na região de não recristalização da austenita sobre a transformação em resfriamento contínuo em um aço bainítico de baixo carbono

André Barros Cota

Professor Adjunto do DEFIS/REDEMAT/UFOP. E-mail: abcota@iceb.ufop.br

Paulo César M. Rodrigues

Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Mecânica/UFSJ

Ronaldo A. N. M. Barbosa

Professor Adjunto do DEMET/Escola de Engenharia/UFMG

Dagoberto B. Santos

Professor Adjunto do DEMET/Escola de Engenharia/UFMG

Resumo

Estudaram-se 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 sobre a microestrutura final, de um aço ARBL bainítico de baixo carbono submetido a resfriamento contínuo, usando ensaios de torção a quente e resfriamento a gás He. As amostras foram submetidas a quatro programas de ensaios de torção, sendo quatro taxas de resfriamento acelerado para cada um. A evolução microestrutural com a taxa de resfriamento foi estudada por microscopia eletrônica de varredura e por medição de dureza 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 uma menor temperatura B_i , sendo esse 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 .

Palavras-chave: Quantidade de deformação, temperatura de não recristalização, cinética de transformação bainítica, temperatura B_i .

Abstract

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

Keywords: Deformation amount, non-recrystallization temperature, bainitic transformation kinetics, B_i temperature.

1. Introdução

As temperaturas de transformação bainítica no resfriamento contínuo dos aços têm sido determinadas por várias técnicas, tais como a dilatométrica com ou sem deformação^[1,2], ensaios de compressão a quente com análise térmica diferencial^[3] e ensaios de torção com análise térmica diferencial^[4,5]. O conhecimento dessas temperaturas e da classificação morfológica e microestrutural da bainita, no resfriamento contínuo^[6,7], é essencial para o projeto de processamento de aços bainíticos comerciais e de novos aços bainíticos.

As transformações bainíticas são afetadas pela composição química, que influencia a temperatura de início de transformação (Bi), a temperabilidade bainítica (uma alta temperabilidade bainítica implica que esta se forma em uma grande faixa de taxas de resfriamento) e a cinética de transformação bainítica (atrasando a formação da ferrita poligonal). O boro tem sido utilizado em aços ARBL (alta resistência e baixa liga) de baixo carbono para aumentar a temperabilidade bainítica e inibir a formação de ferrita poligonal^[8].

A temperatura Bi é também influenciada pela deformação da austenita na região de não recristalização (abaixo de T_{nr} , temperatura de não recristalização). Garcia et al.^[9], Yang et al.^[10] e Yamamoto et al.^[11] compararam a temperatura Bi de uma amostra predeformada com a de uma amostra não deformada, em resfriamento contínuo. Seus resultados mostraram que, para uma mesma taxa de resfriamento, a temperatura Bi da amostra predeformada é maior que a da amostra não deformada. Seus resultados mostraram, também, uma forte evidência de que a deformação aumenta significativamente a taxa da transformação bainítica durante o resfriamento contínuo.

A taxa de resfriamento também influencia a temperatura Bi. Yamamoto et al.^[11], Yang et al.^[10] e Cota et al.^[4] investigaram a influência da taxa de resfriamento, após a deformação da austenita na região de não recristalização, sobre a temperatura Bi. Eles verificaram que o aumento na taxa de resfriamento acarreta uma diminuição na temperatura Bi.

Desses resultados, observa-se que, na literatura, não existe relato de um estudo sistemático da influência da deformação na região de não recristalização e da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi e microestrutura final, o que justifica essa proposta de pesquisa. O objetivo desse trabalho é mostrar a influência da deformação da austenita na região de não recristalização sobre a temperatura de início de transformação bainítica (Bi) e sobre a microestrutura final, em um aço ARBL bainítico e de baixo carbono, através da análise térmica diferencial das curvas de resfriamento, após a deformação plástica aplicada na torção.

2. Procedimento Experimental

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

Corpos de prova (cp's) tubulares foram usados nos ensaios de torção, com comprimento útil de 16,5 mm, diâmetro interno de 2mm e externo de 6,5 mm. Os equipamentos utilizados nos ensaios de torção a quente consistem basicamente em uma unidade de torção com equipamento servo-hidráulico, uma unidade de aquecimento INFRATHERM-ANALÓGICA e

uma unidade computadorizada MTS TestStar IITM, com software Testware SXTM, para controle hidráulico da servoválvula e aquisição de dados.

O monitoramento da temperatura dos corpos de prova tubulares foi feito através de um termopar chromel-alumel, de 1,5 mm de diâmetro, colocado no interior destes^[12]. 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^[12].

Na Figura 1, estão indicados os níveis de deformação equivalente (ϵ_{eq}) utilizados nos ensaios de torção à temperatura de deformação de 810°C, estabelecida a partir do conhecimento da temperatura de não recristalização, $T_{nr} = 970^\circ\text{C}$ ^[12], desse aço. As amostras foram reaquecidas a 900°C por 15 min e resfriadas a 1°C/s. A taxa de deformação foi de 2s⁻¹. Também estão indicadas as condições do resfriamento usadas após o processamento termomecânico, compreendendo quatro níveis de taxas de resfriamento, medidas entre 800 e 500°C.

As temperaturas de transformação no resfriamento contínuo foram determinadas pela técnica de análise térmica diferencial^[4,5].

Amostras da seção longitudinal e tangencial dos corpos de prova tubulares foram usadas para análise metalográfica. A caracterização microestrutural foi desenvolvida através de microscopia eletrônica e varredura (ataque com reagente nital 2%).

Os ensaios mecânicos de microdureza Vickers foram realizados em um microdurômetro Leitz, utilizando penetrador Vickers (piramidal de diamante) e carga de 2,942N. Foram feitas vinte impressões na superfície longitudinal polida de cada amostra isenta de ataque.

Tabela 1 - Composição química do aço em estudo (% em peso).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	V	Ni	B	Ti	N
0,08	1,70	0,25	0,021	0,002	0,029	0,033	0,058	0,17	0,0024	0,026	0,0048

3. Resultados e discussão

3.1 Efeitos da deformação e da taxa de resfriamento na temperatura Bi

O efeito da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi é mostrado na Figura 2, para as deformações aplicadas. Os valores das temperaturas foram medidos com erro relativo médio de $\pm 2^\circ\text{C}$.

Os dados indicam que um aumento na taxa de resfriamento implica uma diminuição na temperatura Bi, para todas as deformações aplicadas. Verifica-se que o efeito da taxa de resfriamento sobre o valor de Bi é mais acentuado para as amostras não deformadas. Para estas, o valor de Bi varia de 590 a 540°C (50°C de variação), quando a taxa de resfriamento varia de 2 a 35°C/s. Para as amostras deformadas de 1,2, o valor de Bi varia de 600 a 590°C (10°C de variação), quando a taxa de resfriamento varia de 2 a 19°C/s.

Essa mesma tendência de influência da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi pode ser observada nos trabalhos de Cota et al.^[4], Yang et al.^[10] e de Yamamoto et al.^[11], que utilizaram aços de composição diferentes e uma única deformação na região de recristalização.

O efeito da deformação na austenita na região de não recristalização também é observado na Figura 2, onde se verifica que um aumento no grau de deformação implica 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.

A influência da deformação na região de não recristalização sobre a temperatura Bi pode ser explicada pela cinética da transformação bainítica. Tem sido proposto e aceito o modelo adifusional para a cinética de transformação bainítica^[4,11,13,14]. Nesse modelo, a nucleação da ferrita ocorre pelo mecanismo difusi-

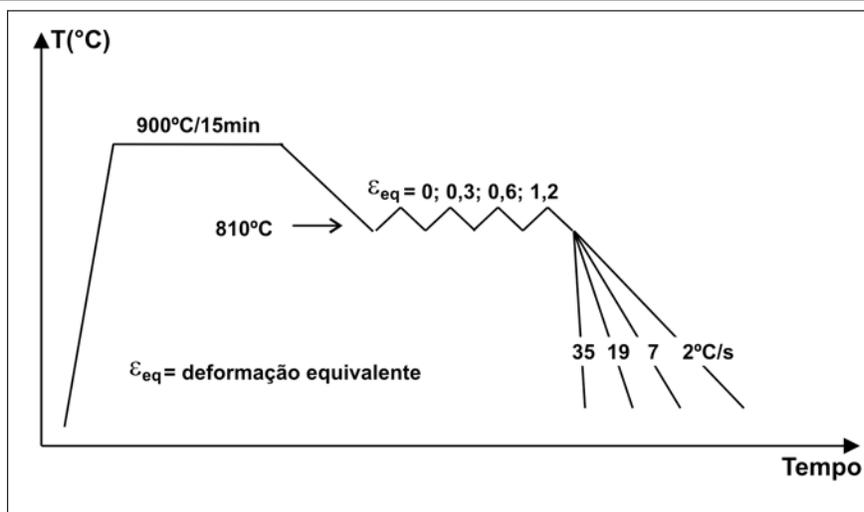


Figura 1 - Ilustração esquemática dos parâmetros de processamento utilizados nos ensaios de torção.

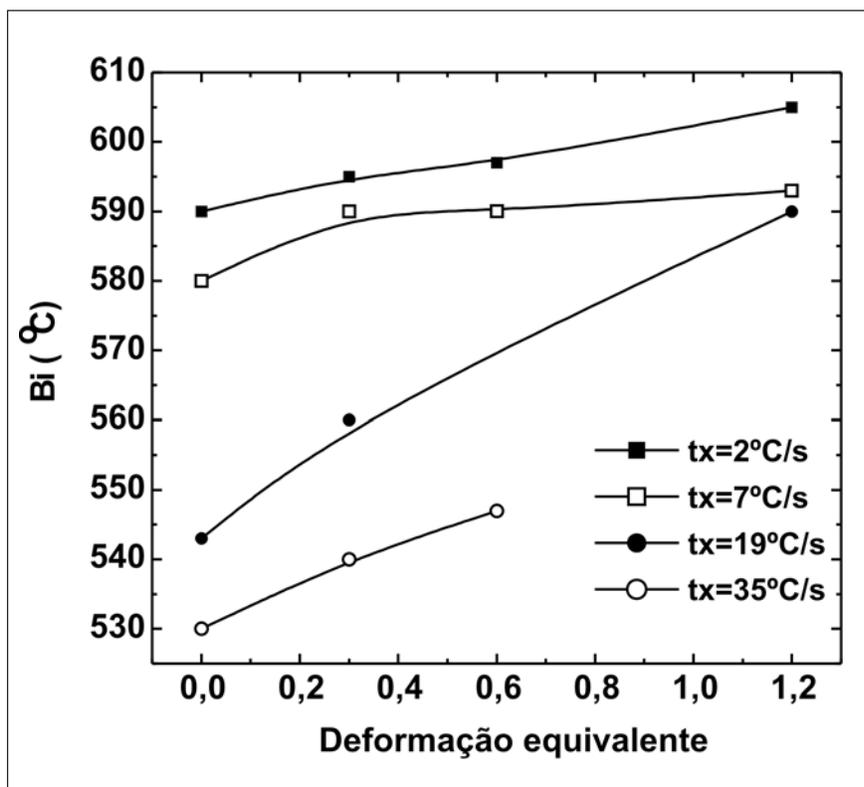


Figura 2 - Efeito da deformação na austenita na região de não recristalização sobre a temperatura Bi, para as taxas de resfriamento utilizadas.

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

onal e o seu crescimento longitudinal ocorre pelo mecanismo adifusional (cisalhamento). O crescimento das ripas (ou placas) de ferrita é controlado pela repetida nucleação de subunidades (as ripas ou placas de ferrita bainítica individuais são freqüentemente chamadas de subunidades da bainita). 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. Esse aumento na força motriz acarreta um aumento no número de sítios para a nucleação e, conseqüentemente, um aumento na temperatura Bi com o aumento do grau de deformação na região de não recristalização^[8].

A influência da taxa de resfriamento sobre a temperatura Bi está de acordo com os resultados relatados na literatura^[4,9,10,11], 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 a necessidade do aumento dessa força motriz, o que implica uma diminuição da temperatura Bi.

Observa-se na Tabela 2 que um aumento do grau de deformação acarreta um aumento na temperatura de início de transformação da austenita em ferrita, como relatado na literatura^[1,2]. 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 transformação. Esse aumento na força motriz acarreta um aumento no número de sítios para a nucleação e, conseqüentemente, um aumento na temperatura Ar3 com o aumento do grau de deformação na região de não recristalização.

O método de análise por regressão linear múltipla foi utilizado para se avaliar a influência das variáveis de proces-

so, taxa de resfriamento (tx) e deformação equivalente (ϵ_{eq}) (regressores), sobre a temperatura de início de transformação da austenita em bainita (Bi). A equação (1) fornece $Bi=f(tx, \epsilon_{eq})$, para o aço em estudo e para os intervalos de deformações e de taxas de resfriamento utilizadas:

$$Bi (\text{°C}) = 588,8 - 1,64 \cdot tx + 19,95 \cdot \epsilon_{eq} \quad R=97\% \quad (1)$$

onde R é o coeficiente de correlação.

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

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 aumento na temperatura Bi. É importante salientar que os sinais dos coeficientes dos dois regressores, na equação (1), estão coerentes com a influência deles 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 na taxa de resfriamento de uma unidade acarreta uma redução na temperatura Bi de 0,84 unidades e um aumento de uma unidade na deformação equivalente acarreta um aumento na temperatura Bi de 0,36 unidades.

3.2 Microestrutura 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 uma diminuição 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), segundo a classificação de Krauss et al.^[7]. Para taxas de resfriamento mais altas, mesmo na ausência de deformação, observam-se uma maior fração volumétrica de bainita e uma diminuição acentuada na fração volumétrica de ferrita poligonal e perlita. Para amostras submetidas a maiores deformações, um aumento da taxa de resfriamento acarreta um aumento na acicularidade da ferrita.

Tabela 3 - Dados estatísticos da regressão múltipla.

Regressor	Coefficiente	Erro padrão	Razão t	Coefficientes padronizados
-----	588,8	3,60	163,53	-----
tx	-1,64	0,15	-11,19	-0,84
ϵ_{eq}	19,95	4,19	4,76	0,36

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. Essas regiões têm sido classificadas como pacotes de bainita e muitas delas podem pertencer ao mesmo grão.

A Figura 4 mostra a influência da taxa de resfriamento e da deformação equivalente sobre a microdureza Vickers das amostras. 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 de resfriamento 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, menor dureza.

Quando a taxa de resfriamento aumenta de 2 para 35°C/s, o aumento na microdureza das amostras deformadas em 1,2 é de 167 unidades e para amostras não deformadas é apenas de 59 unidades.

4. Conclusões

Para as condições de processamento termomecânico e taxas de resfriamento entre 2 e 35°C/s, as amostras apresentaram uma microestrutura predominantemente bainítica, confirmando o efeito sinérgico do Nb e B em aumentar a temperabilidade bainítica.

Um aumento na taxa de resfriamento acarreta uma diminuição na temperatura Bi e um aumento no grau de deformação implica um aumento na temperatura Bi. A taxa de resfriamento é o parâmetro de maior influência sobre a temperatura Bi. Um aumento na taxa de resfriamento de uma unidade acarreta uma redução na temperatura Bi de 0,84 unidades e um aumento de uma unidade na deformação equivalente acarreta um

aumento na temperatura Bi de 0,36 unidades.

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. Na medida em 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.

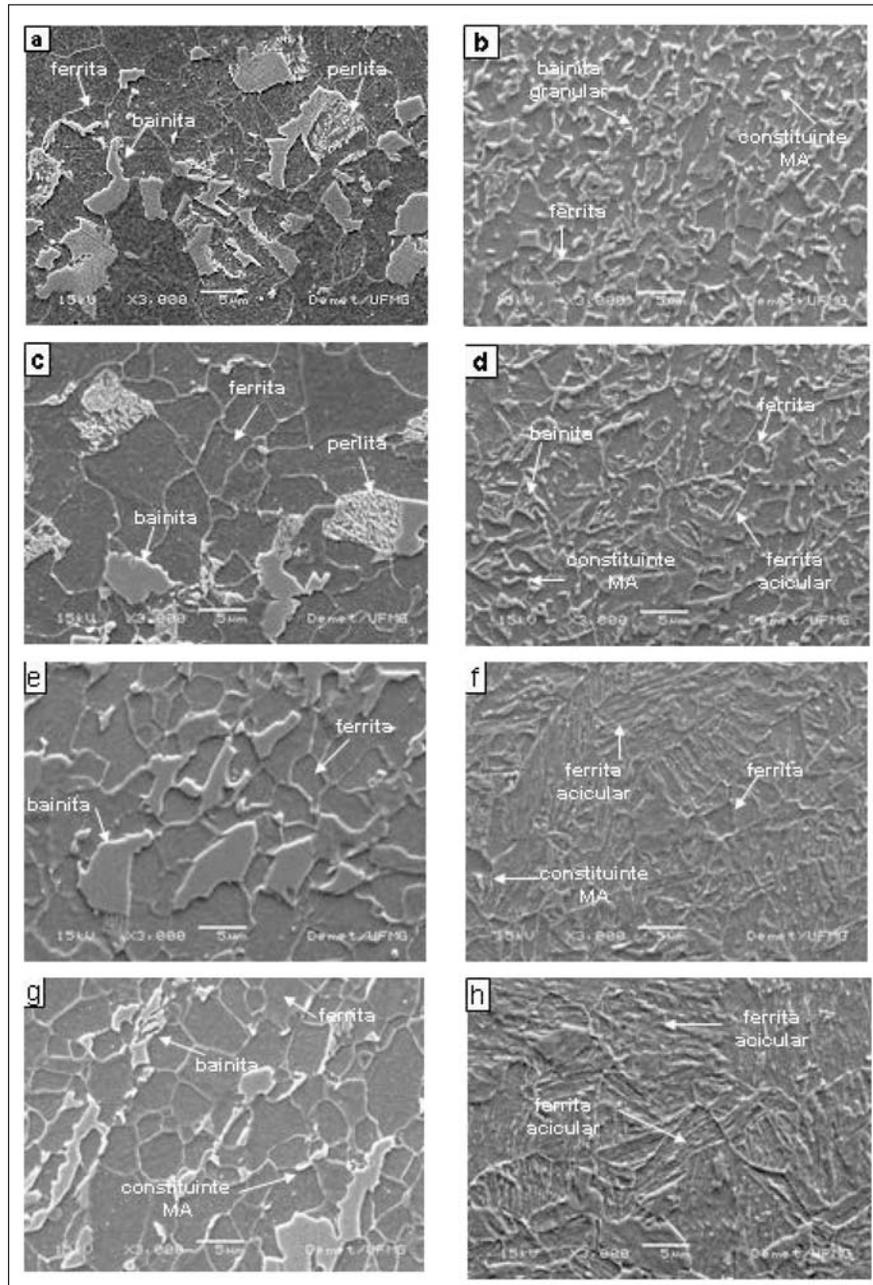


Figura 3 - Fotomicrografias do MEV, amostras processadas em diferentes condições. (a) e (b) sem deformação, (c) e (d) deformadas em 0,3, (e) e (f) deformadas em 0,6, (g) e (h) deformadas em 1,2. (a), (c), (e), (g) resfriadas a 2°C/s, (b), (d), (f), (h) resfriadas a 35°C/s. Nital 2%, 3000X.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPEMIG pelo suporte financeiro a esse trabalho.

6. Referências bibliográficas

1. MANOHAR, P.A. et al., Continuous cooling transformation behavior of microalloyed steels containing Ti, Nb, Mn and Mo. *ISIJ International*, v. 36, n. 12, p.1486-1493, 1996.
2. THOMPSON, S.W. et al. Austenite decomposition during continuous cooling of an HSLA-80 plate steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 27A, p.1557-1571, June 1996.
3. KASPAR, R. et al. Determination of CCT diagrams by thermal analysis after simulated hot deformation processes. *Steel Research*, n.1, p.557-562, 1986.
4. COTA, A.B., MODENESI, P.J., BARBOSA, R., SANTOS, D. B. Determination of CCT diagrams by thermal analysis of a HSLA bainitic steel submitted to thermomechanical treatment. *Scripta Materialia*, v. 40, n.2, 1999, p.165-169.
5. COTA, A.B. et al. Influência da temperatura de austenitização sobre a cinética de formação da ferrita em um aço microligado com Nb. *REM - Revista da Escola de Minas*, Ouro Preto, v. 55, n. 4, p.273-277, 2002.
6. BRAMFITT, B.L., SPEER, J.G. A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, p. 817-829, April 1990.
7. KRAUSS, G., THOMPSON, S.W. Ferritic microstructures in continuously cooled low and ultra-low carbon steels. *ISIJ International*, v. 35, n. 8, p.937-945, 1995.
8. BAI, S. et al. Continuous cooling transformation temperatures determined

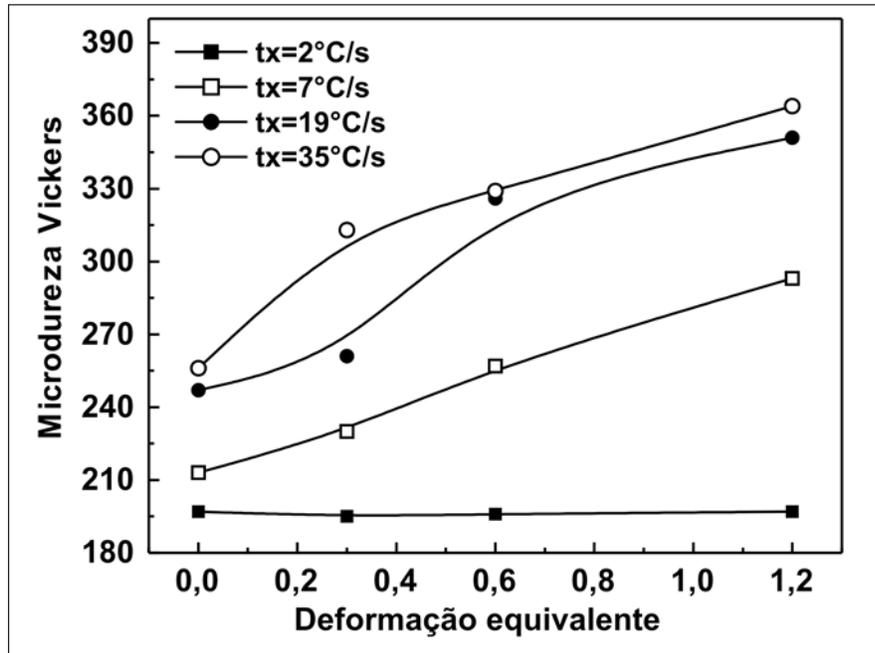


Figura 4 - Influência das variáveis de processamento, taxa de resfriamento e deformação equivalente sobre a microdureza Vickers.

9. by compression tests in low carbon bainitic grades. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29A, p. 989-1001, March 1998.
9. GARCIA, C.I. et al. Ultra-low carbon bainitic plate steels, Processing, Microstructure and Properties. *ISS Transactions*, v. 13, p.103-112, 1992.
10. 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. ASFAHANI, R., TITHER, G. (Ed.). TMS, p. 293-301. Pittsburgh: 1993.
11. 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, n. 8, p.1020-1026, 1995.
12. 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.
13. BHADRESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. Transformations, Microstructure and Properties. London: The Institute of Materials, 1992. 451p.
14. MAZANCOVÁ, E. et al. Physical metallurgy characteristics of the MA constituent formation in bainite granular. *J. Materials Processing Technology*, 64, p.287-292, 1997.

Artigo recebido em 18/10/2004 e aprovado em 01/06/2005.



SISTEMA ELETRÔNICO DE EDITORAÇÃO DE REVISTAS

A nova maneira de enviar um trabalho para a REM

www.rem.com.br