

PRODUÇÃO DE MICROESTRUTURA FERRÍTICA-BAINÍTICA EM AÇOS C-Mn E C-Mn-Nb-Ti LAMINADOS A QUENTE¹

Léosson Luiz de Souza²
Andersan dos Santos Paula³
Carlos Roberto Guinâncio Carvalho⁴
Jefferson Fabrício Cardoso Lins⁵

Resumo

O objetivo deste trabalho foi a obtenção de uma microestrutura ferrítica-bainítica em aços laminados a quente de dois tipos (C-Mn e C-Mn-Nb-Ti) via resfriamento contínuo. A dilatométrica de têmpera foi utilizada para obtenção das temperaturas de transformação de fase sob diferentes taxas de resfriamento. Os aços foram laminados a quente em escala piloto em múltiplos passes de redução em temperaturas acima de Ar_3 e subsequente resfriamento sob condições controladas. A evolução microestrutural foi observada com o auxílio de técnicas de microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). O comportamento mecânico foi avaliado com testes de dureza Vickers. Comparativamente ao aço microligado, o aço C-Mn apresentou uma microestrutura ferrítica-bainítica com taxas de resfriamento elevadas nos experimentos realizados.

Palavras-chave: Microestrutura ferrítica-bainítica; Dilatometria; Laminação a quente.

DEVELOPMENT OF FERRITIC-BAINITIC MICROSTRUCTURE IN C-Mn AND C-Mn-Nb-Ti HOT ROLLED STEELS

Abstract

The aim of this work was to obtain the microstructure ferritic-bainitic in two hot rolled steels (C-Mn and C-Mn-Nb-Ti) through continuous cooling. Dilatometry technique was used to obtain the phase transformation temperatures under different cooling rates. The steels were hot rolled in pilot scale with multiple passes at temperatures above Ar_3 and subsequent cooling under controlled conditions. The microstructure evolution with the aid of light optical microscopy (LOM), and scanning electron microscopy (SEM). The mechanical behavior was evaluated by Vickers hardness tests. In comparison with the microalloyed steel, the C-Mn displayed a ferritic-bainitic microstructure under high cooling rates.

Key words: Bainite; Microalloyed steel; Dilatometry; Hot rolling.

¹ Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Aluno do Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense – Volta Redonda, RJ.
Engenheiros do Centro de Pesquisas da CSN - GGDP/GP – Volta Redonda, RJ

³ Engenheiros do Centro de Pesquisas da CSN - GGDP/GP – Volta Redonda, RJ.

⁴ Professora Responsável do Curso de Engenharia de Produção e Administração – UNIFoa – Volta Redonda, RJ. Engenheiros do Centro de Pesquisas da CSN - GGDP/GP – Volta Redonda, RJ.

⁵ Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense – Volta Redonda, RJ.

1 INTRODUÇÃO

As necessidades do setor automobilístico em se produzir materiais com características especiais (alta resistência e baixa densidade) e também com custo competitivo tem motivado o desenvolvimento de novos aços de alta resistência e baixa liga com microestrutura controlada. Neste contexto, a produção de aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti com microestrutura ferrítica-bainítica podem atender a esta demanda. Com o aumento da taxa de resfriamento no campo austenítico não há tempo suficiente para uma completa movimentação atômica e as reações de transformação da austenita se modificam, deixando de formar os constituintes normais como a perlita e surgindo novos constituintes como a bainita. Assim sendo, o conhecimento das temperaturas de transformação de fase e da classificação morfológica e microestrutural dos microconstituintes resultantes do processo de laminação a quente em escala piloto são essenciais para o processamento destes aços em escala industrial.

A introdução da bainita pode ser uma opção promissora quando se deseja a combinação de alta resistência e boa tenacidade. O aumento da resistência mecânica desses aços é devido à presença de bainita numa matriz ferrítica e/ou ao endurecimento por solução sólida dos microelementos de liga. A literatura reporta que o nióbio, por exemplo, pode criar um efeito sinérgico que aumenta temperabilidade da austenita; além de exercer um efeito clássico como refinador de tamanho de grão quando em associação a adições de titânio. A morfologia da bainita varia bastante com a temperatura e a sua forma está sempre associada a presença de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de carbonetos. A sua formação é um processo complexo e envolve difusão e/ou forças de natureza cisalhante. Já a sua completa transformação pode ocorrer num largo intervalo de temperatura durante o resfriamento, normalmente entre 550 °C e 250 °C.

Mohrbacher⁽¹⁾ reportou, recentemente, a existência de um grande interesse da indústria automobilística em peças com microestrutura ferrítica-bainítica. Neste artigo, o autor indicou a importância de se utilizar aços com microestrutura de grãos refinados e isentos de inclusões a fim de se obter melhores propriedades sob condições de fadiga de alto ciclo. De acordo com Mohrbacher, o potencial teórico de redução de peso em aços das classes de 600 e 800 MPa comparados aos aços convencionais de 340 MPa é da ordem de 20% e 30%, respectivamente. E ainda, que os aços de baixo carbono ligados com silício, manganês e nióbio com microestrutura ferrítica-bainítica apresentavam uma menor dispersão nos limites de resistência sendo superiores a 600 MPa. Kikuchi⁽²⁾ reportou o papel da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas de aços laminados a quente visando aplicações em rodas automotivas cujas classes eram de 700 MPa e 800 MPa.

O objetivo deste trabalho foi avaliar a evolução microestrutural de dois aços distintos (C-Mn e C-Mn-Nb-Ti) submetidos a um processamento termomecânico. Este processamento foi constituído de laminação a quente com posterior resfriamento em água sob diversas taxas de resfriamento.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Os aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti investigados neste trabalho foram produzidos na Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) na condição de esboço de laminação a

quente com 40 mm de espessura. A Tabela 1 mostra as composições químicas dos aços em estudo.

Tabela 1. Composição química nominal dos aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti

Aços	Elementos (% em peso)								
	C	Mn	Nb	Ti	Si	Al	P	S	N
C-Mn	0,14	0,486	-	-	0,010	0,034	0,016	0,012	0,0049
C-Mn-Nb-Ti	0,11	1,488	0,044	0,062	0,298	0,038	0,018	0,004	0,0077

2.2 Métodos

As transformações de fase observadas nas microestruturas de ambos os aços investigados foram determinadas por meio da técnica de dilatométrica. O equipamento utilizado foi um dilatômetro de tempera modelo DT1000 da Adamel Lhomargy no laboratório do Centro de Pesquisa da CSN. Os corpos-de-prova confeccionados possuíam 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento. As amostras foram previamente aquecidas sob taxa de 1°C/s até 950°C e em seguida, foram mantidas nesta temperatura por 360 s. Após esta etapa, foram aplicadas taxas de resfriamento conforme mostra a Tabela 2. As taxas de resfriamento alcançadas nos ensaios de dilatométrica foram objetivadas também após a laminação a quente até temperaturas próximas a 550°C.

Tabela 2. Taxas de resfriamento média alcançadas na dilatométrica e também após o processo de laminação a quente piloto dos aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti

Aços	Dilatométrica	Laminação a Quente	
	Taxa de resfriamento (°C/s)	Taxa de resfriamento (°C/s)	Meio de resfriamento
C-Mn	1	2,3	Ar
	10	12,6	Água (80°C)
	30	30,9	Água (75°C)
	50	78,7	Água (70°C)
C-Mn-Nb-Ti	1	2,3	Ar
	10	13,7	Água (80°C)
	30	34,8	Água (75°C)
	50	76,4	Água (70°C)

Com base nas informações obtidas via dilatométrica foram estabelecidos os parâmetros de laminação a quente em escala piloto. A laminação foi realizada num laminador piloto reversível da marca FENN. A partir dos dados de composição química dos materiais, as temperaturas de encharque foram estabelecidas como a 1.150°C para o aço C-Mn e 1230°C para o aço C-Mn-Nb-Ti. Após o encharque, os corpos-de-prova foram submetidos a 8 passes de laminação no campo austenítico com temperatura final de cerca de 800°C, como mostra a Tabela 3. Após este processo, o material exibiu uma espessura de 4,5 mm. A evolução da temperatura durante e após o processo de laminação a quente foi registrada por meio de um termopar. O termopar foi inserido nos corpos-de-prova após o encharque e retirado somente no início do bobinamento.

Após o último passe da laminação a quente em escala piloto as amostras foram submetidas a resfriamento até temperaturas próximas a 550°C. A Tabela 2 indica os meios utilizados e as taxas alcançadas no resfriamento das amostras após o último passe de laminação a quente em escala piloto. O resfriamento final das

amostras até a temperatura ambiente foi realizado num forno do tipo “mufla” a fim de se simular uma condição de bobinamento. O objetivo desta condição de resfriamento posterior (por meio do forno “mufla”) com taxa mais lenta a partir de 550°C foi para evitar a formação de martensita e austenita retida e possibilitar a formação de microestrutura ferrítica-bainítica.

A avaliação da microestrutura e das propriedades mecânicas foi realizada nas amostras após o ensaio de dilatométrica e laminação a quente. A caracterização microestrutural foi feita via microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) no modo de elétrons secundários a 20 kV. As propriedades mecânicas foram avaliadas por meio de ensaios de dureza Vickers. Os testes microdureza Vickers utilizaram 200 gf por 15 s. Foram feitas 10 impressões Vickers de forma aleatória em cada amostra investigada.

Tabela 3 – Parâmetros usados para o processo de laminação piloto dos aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti

Passes	Temperaturas em °C Máximo - Mínimo		Reduções	
	C-Mn	C-Mn-Nb-Ti	(mm)	%
1º	1150 *	1230 *	32 – 28	12,5
2º	1120 – 1100	1200 - 1120	28 – 23	17,8
3º	1080 – 1070	1150 – 1100	23 – 18	21,7
4º	1040 – 1030	1060 – 1030	18 – 13	27,7
5º	1000 – 980	1000 – 980	13 – 9,4	27,7
6º	960 – 940	960 – 940	9,4 – 7,0	25,5
7º	920 – 880	920 – 880	7,0 – 5,6	20,0
8º	860 - 800	860 – 800	5,6 – 4,5	19,6

* Temperatura de encharque.

3 RESULTADOS

As Figuras 1 e 2 mostram a evolução microestrutural dos aços estudados em função das taxas de resfriamento empregadas tanto nos ensaios de dilatométrica quanto no processamento termomecânico. A Figura 1 indica que o aumento da taxa de resfriamento propiciou um aumento na acicularidade da microestrutura, ou seja, as amostras não apresentam uma forma poligonal para taxas superiores a 30°C/s. Já para a laminação a quente, esse efeito é consideravelmente menor e pode-se observar um evidente refinamento do tamanho de grão a partir da taxa de 2,3°C/s. Nestas micrografias (Figura 1c,d - Laminação a Quente) com microestrutura bastante refinada obtidas a partir de taxas de resfriamento superiores a 30°C/s após laminação a quente, não se pode observar os seus microconstituintes com resolução suficiente a partir da técnica de MO.

Os resultados das microestruturas referentes aos testes de dilatométrica e também da laminação a quente do aço C-Mn-Nb-Ti encontram-se apresentados na Figura 2. De uma forma geral, nota-se que todas as condições de processamento investigadas indicaram um considerável refinamento da microestrutura, com exceção do material submetido à dilatométrica sob taxa de resfriamento igual a 1°C/s.

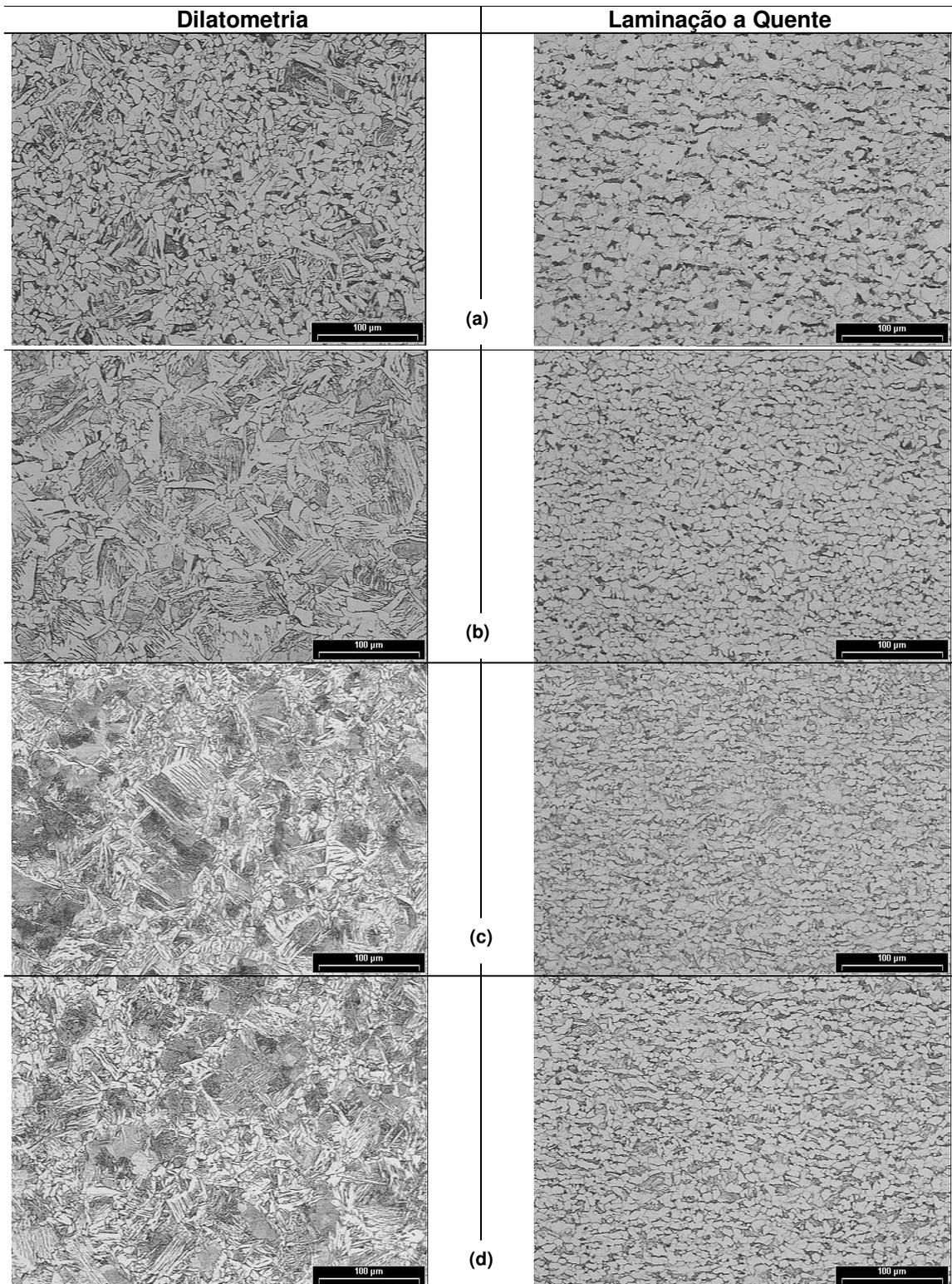


Figura 1. Micrografias do aço C-Mn após os testes de dilatometria e do processamento via laminação a quente com as respectivas taxas de resfriamento de: (a) 1°C/s e 2,3°C/s; (b) 10°C/s e 12,6°C/s; (c) 30°C/s e 30,9 °C/s; (d) 50°C/s e 78,7°C/s.

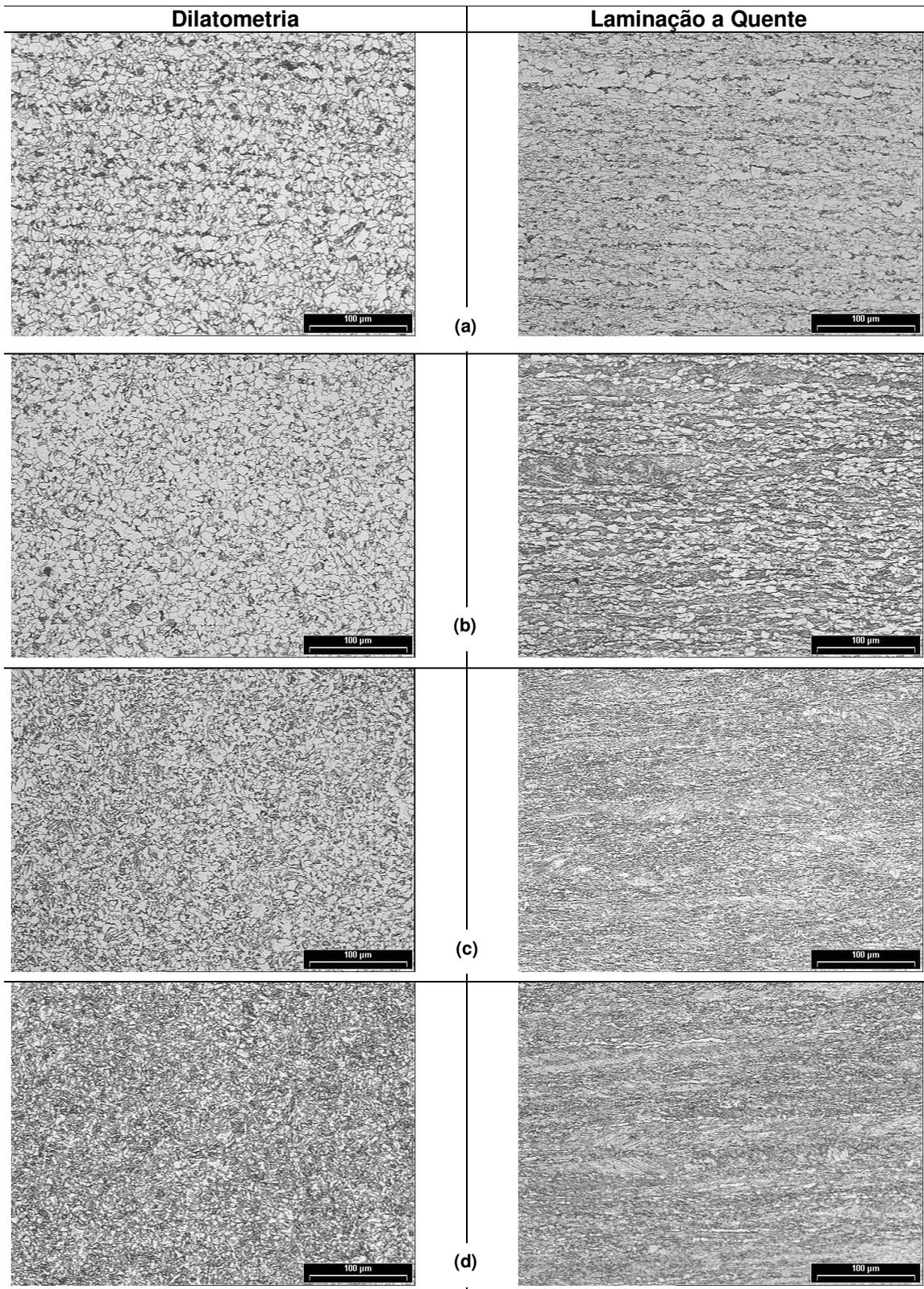


Figura 2. Micrografias do aço C-Mn-Nb-Ti após os testes de dilatometria e do processamento via laminação a quente com as respectivas taxas de resfriamento de: (a) 1°C/s e 2,3°C/s; (b) 10°C/s e 13,7°C/s; (c) 30°C/s e 34,8 °C/s; (d) 50°C/s e 76,4°C/s.

Para a observação dos microconstituintes presentes nos aços, após os processamentos de laminação a quente, foi utilizada a técnica de MEV para se resolver em detalhes a microestrutura. A Figura 3a indica a presença dos constituintes: ferrita, bainita (ripas grosseiras) e também regiões com ferrita acicular. Já ao se observar a Figura 3b, pode-se notar apenas a presença de ferrita e de ripas de bainita bastante refinadas e dispostas numa configuração aproximadamente paralela.

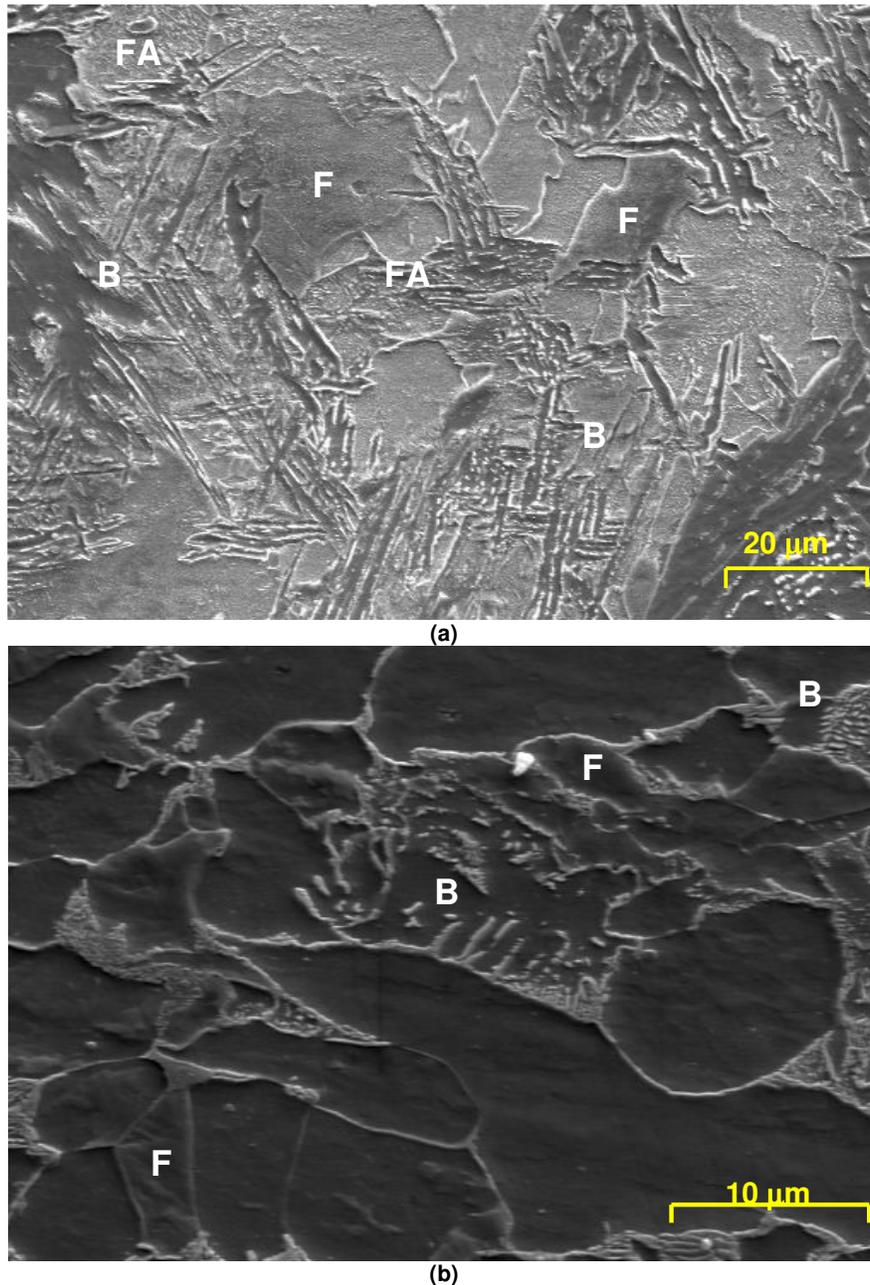


Figura 3. Micrografia do aço C-Mn referente a: (a) amostra de dilatométrica obtida com taxa de resfriamento de 50°C/s; (b) amostra produzida após a etapa de laminação a quente com taxa de resfriamento de 78,7°C/s. F= Ferrita; FA= Ferrita acicular; B= Bainita.

A micrografia da Figura 4a também indica a presença de ripas de bainita de configuração aproximadamente paralela conforme apresentado anteriormente na Figura 3b. Outro detalhe que também merece destaque é a nítida visualização da presença de contornos de grão ferríticos. Contudo na microestrutura apresentada na Figura 4b nota-se a presença de ilhas de ferrita e também a existência de ripas de bainita com disposição bastante alinhada. Vale ressaltar que também se verifica a presença de regiões de ferrita acicular (FA), conforme indicado na micrografia (Figura 4b).

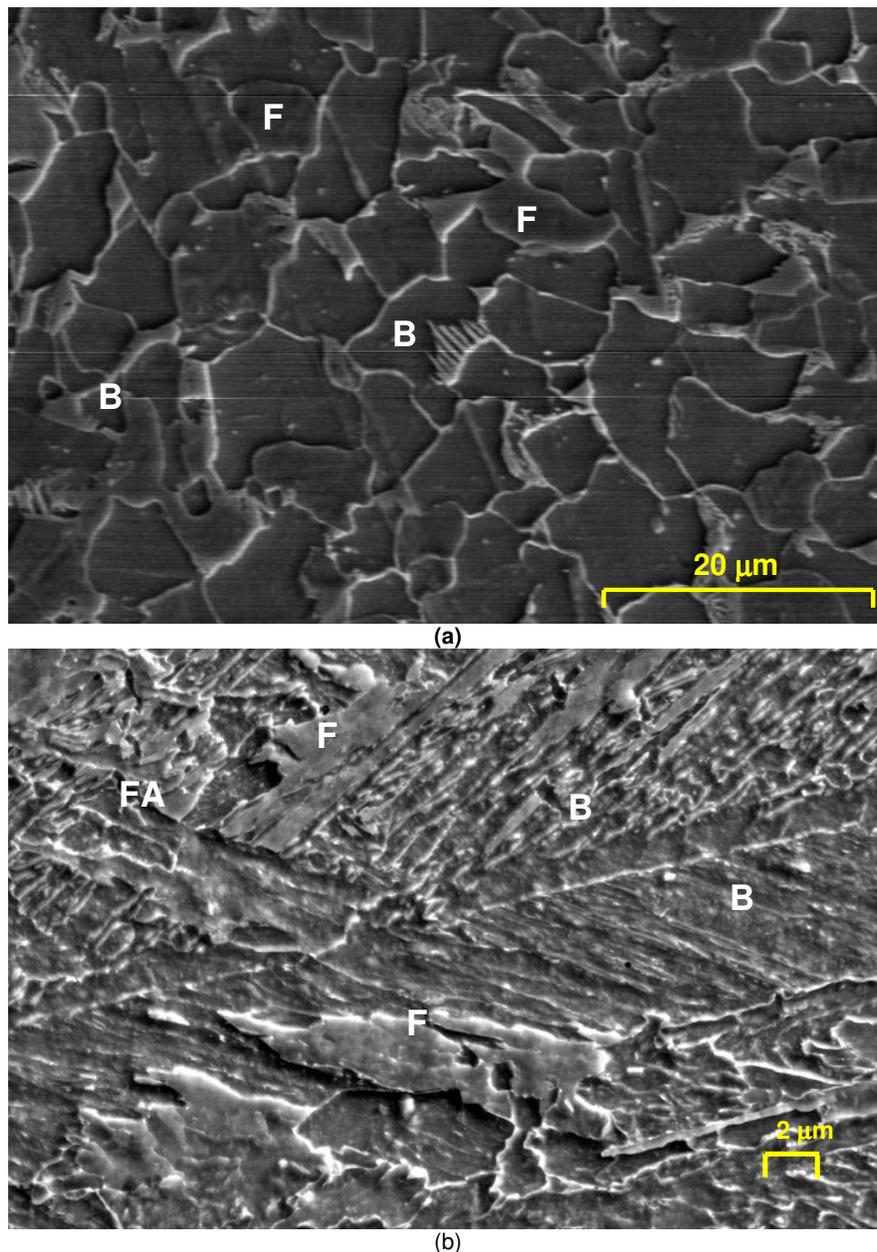


Figura 4. Micrografia do aço C-Mn-Nb-Ti referente a: (a) amostra de dilatométrica obtida com taxa de resfriamento de 10°C/s ; (b) amostra produzida após a etapa de laminação a quente com taxa de resfriamento de $13,7^{\circ}\text{C/s}$. F= Ferrita; FA= Ferrita acicular; B= Bainita.

As Figuras 5 e 6 mostram os valores das medidas de dureza dos aços estudados em função das taxas de resfriamento empregadas tanto nos ensaios de dilatometria e no processamento termomecânico. Estes gráficos revelam que os resultados de dureza do processamento termomecânico são superiores aos encontrados nos ensaios de dilatometria e que o aumento da taxa de resfriamento resulta em maiores valores de dureza. De uma forma geral, os desvios-padrão das medidas foram proporcionais entre as condições investigadas. Contudo, os resultados referentes a taxa de 10°C/s para o aço C-Mn exibiram os maiores desvios nos testes de dilatometria. Da mesma forma, para o aço C-Mn-Nb-Ti os resultados da dilatometria para a taxa de resfriamento igual a 30°C/s também apresentaram os maiores desvios.

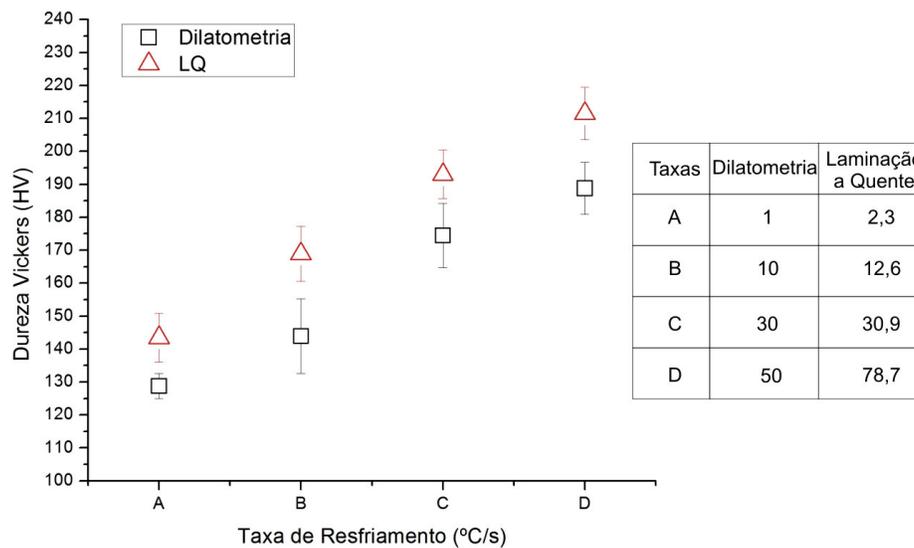


Figura 5. Resultados de dureza Vickers das amostras de aço C-Mn em função do tratamento e das taxas de resfriamento. As barras de erros indicam o desvio padrão das medidas em cada condição.

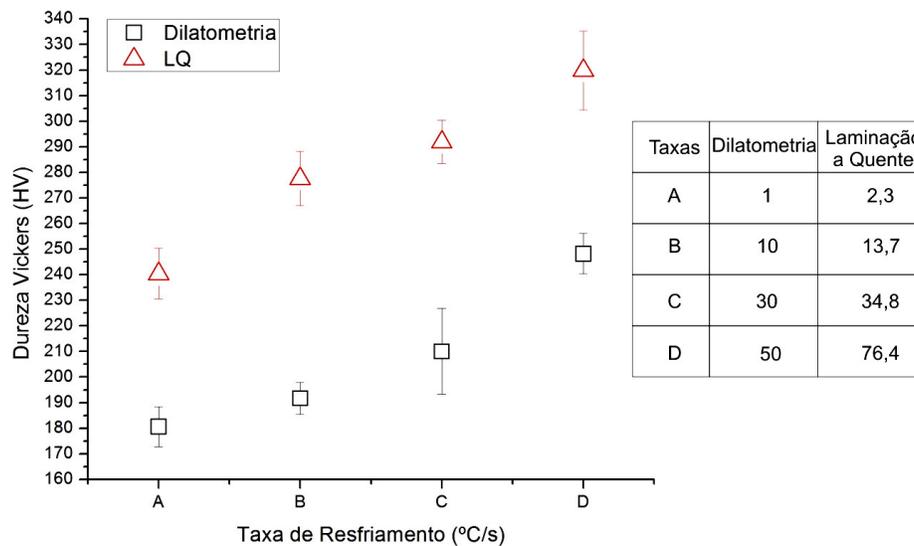


Figura 6. Resultados de dureza Vickers das amostras de aço C-Mn-Nb-Ti em função do tratamento e da taxa de resfriamento. As barras de erros indicam o desvio padrão das medidas em cada condição.

4 DISCUSSÃO

Com o aumento da taxa de resfriamento as transformações de fase ocorrem em temperaturas mais baixas desta forma retardando as transformações. Esse resultado está de acordo com Lourenço⁽³⁾ e Ferrer,⁽⁴⁾ pois a temperatura Ar_3 reflete a quantidade de força motriz termodinâmica requerida para iniciar a transformação difusional da austenita em ferrita. O aumento da taxa de resfriamento implica na necessidade do aumento dessa força motriz, resultando numa diminuição da temperatura Ar_3 e Ar_1 .

De uma forma geral, em baixas taxas de resfriamento o início da transformação ocorre pela formação de ferrita poligonal, com nucleação e crescimento nos contornos de grãos na austenita. O crescimento da ferrita formada nos contornos de grãos da austenita ocorre rapidamente com rejeição de carbono para a austenita. Em seguida, a medida que aumenta-se o resfriamento do material, ocorre a formação da ferrita e a austenita enriquecida com carbono decompõe-se em perlita. Isto pode ser observado para ambos os aços investigados nas Figuras 1a e 2a (menores taxas de resfriamento $\sim 1^\circ\text{C/s}$).

Os resultados do aço C-Mn mostraram que para médias taxas de resfriamento ($\sim 10 - 30^\circ\text{C/s}$), os produtos da decomposição da austenita foram a ferrita poligonal seguida de precipitação de ferrita Widmanstätten e/ou de ferrita acicular e também de perlitas com lamelas bastante refinadas (Figuras 1b e 1c). Para taxas de resfriamento superiores (50°C/s), foi observado que as plaquetas de Widmanstätten tendem a adquirir um formato cada vez mais acicular e também nestas condições, pode-se observar vários feixes de bainita. Estas observações permitem afirmar que a microestrutura final deste aço de baixo carbono era constituída tanto de ferrita quanto de bainita (Figuras 1d e 3).

O aço microligado C-Mn-Nb-Ti, para taxas de resfriamento de 1°C/s , apresenta a formação de uma estrutura ferrítica-perlítica. Ao compararmos este resultado com o encontrado na microestrutura do aço C-Mn, nota-se uma maior fração volumétrica de perlita e também uma ferrita mais fina. Já com o aumento da taxa de resfriamento, observa-se a presença de grãos ferríticos ainda mais refinados e também a presença de feixes bainíticos (Figuras 2b-2d e 4). A observação destes constituintes nos aços laminados a quente torna-se cada vez mais complexa, pois a microestrutura resultante é fortemente influenciada pela deformação acumulada durante a laminação. No caso do aço C-Mn, o refino de grão que ocorre no campo austenítico por meio de processos sucessivos de recristalização dinâmica em associação ao endurecimento por solução sólida, devido a alta concentração do Mn, pode explicar a microestrutura resultante.⁽⁵⁾ No caso dos aços microligados, a resistência a quente aumenta ao longo da laminação, de forma mais acentuada que a dos aços C-Mn, provavelmente devido a presença de TiN e carbo-nitreto de nióbio durante o processo de laminação. Ao contrário do aço de baixo carbono, um intenso processo de recuperação dinâmica ocorre na austenita em função dos precipitados formados. Além disso, a composição química do aço microligado também permite grandes quantidades de nióbio em solução sólida.

A observação dos feixes bainíticos é complicada, de acordo com Fujiwara, Okagushi e Ohtani,⁽⁶⁾ para microestruturas que sofreram deformações próximas de 75%. Nestas microestruturas bainíticas pode-se observar que os feixes de bainita possuem uma morfologia bem mais refinada e que pacotes grosseiros não são mais encontrados. A literatura⁽⁶⁾ reporta que no caso das amostras obtidas via dilatométrica, os feixes de bainita possuem uma mesma orientação cristalográfica e

tendem a nuclear junto aos contornos de grãos da austenita, formando feixes mais definidos. Porém, durante a deformação a quente ocorre a geração de uma elevada densidade de discordâncias dentro dos grãos austeníticos gerando uma subestrutura de células com alta diferença de orientação entre as células. Assim sendo, as mudanças na direção e no comprimento dos feixes da bainita estão associadas ao mecanismo de refino causado pela deformação acumulada. Os feixes de bainita crescem até os limites das estruturas das células. Os limites atuam como sítios de nucleação e barreira de crescimento dos novos feixes. Desta forma, tanto o aumento da nucleação dos feixes e a não-recristalização da austenita inibem o crescimento destes feixes de bainita resultando em pacotes de bainita com poucos feixes. Pelos estudos de Edwards e Kennon⁽⁷⁾ e Tsuzaki et al.,⁽⁸⁾ a diminuição do comprimento e do número de feixes da bainita de mesma orientação cristalográfica reduz os pacotes de bainita tornando sua morfologia consideravelmente acicular.

As microestruturas observadas na presente investigação estão de acordo com os trabalhos de Byun, Shim e Cho⁽⁹⁾ (aço C-Mn) e Beladi et al.⁽¹⁰⁾ (aço C-Mn-Nb-Ti). Contudo, para classificarmos qual o tipo de bainita formada (superior ou inferior) seria necessário a utilização das técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) e também de difração de raios X. Lee⁽¹¹⁾ conseguiu observar a precipitação dos carbonetos fora e dentro da ferrita via MET com o objetivo de se determinar em detalhes a característica da bainita formada após o resfriamento contínuo de aços de baixa liga.

Os resultados experimentais de dureza revelaram uma marcada dependência com a taxa de resfriamento e com o tratamento termomecânico, ou seja, o aumento de dureza decorre do maior grau de refino microestrutural conseguido para a produção de bainita. De uma forma geral, podemos afirmar que o aumento de resistência proporcionado pelas microestruturas refinadas de ferrita-bainita são devido a maior quantidade de contornos de grão em associação com os efeitos de solução sólida causados pela larga adição de nióbio. Os resultados de dureza encontrados são bastante semelhantes aos reportados no trabalho de Gorni e Xavier.⁽¹²⁾

5 CONCLUSÃO

A caracterização microestrutural do aço C-Mn e do aço microligado C-Mn-Nb-Ti foram realizadas a partir de ensaios de dilatométrica e laminação a quente em escala piloto sob diferentes taxas de resfriamento. Pode-se concluir que:

- 1- A obtenção de uma microestrutura ferrítica-bainítica foi observada a partir da taxa de resfriamento de 50 °C/s para o aço C-Mn e 10 °C/s para o aço microligado;
- 2- O aço C-Mn-Nb-Ti apresentou maiores valores de dureza do que o aço C-Mn devido a maior fração volumétrica de bainita formada e também do nível de refinamento da microestrutura ferrítica.

REFERÊNCIAS

- 1 MOHRBACHER, H. Niobium microalloyed automotive sheet steel – A cost effective solution to the challenges of modern body engineering. International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, 2006.
- 2 KIKUCHI, H., IMAI, N., TOMIDA, T., FUKUI, S., NOMURA, S., KATSU, S. Material design of 690-780 MPa grade hot-rolled sheet steels for wheel use. International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, 2006.

- 3 LOURENÇO, N. J. Estudo da deformação de um aço microligado ao vanádio na região de transição de fase. Tese Doutorado. UFSCar, 2000.
- 4 FERRER, M. H. Estudo das transformações de fases de aços TRIP ao Si e Mn microligados com Nb. Tese de doutorado. USP, 2003.
- 5 FERREIRA, M.C.C. Levantamento das curvas de resistência à deformação a quente, de aços de variadas composições químicas, laminados a quente pela CSN. Relatório técnico da CSN, 2004.
- 6 FUJIWARA, K., OKAGUSHI, S., OHTANI, H. Effect of hot deformation on bainite structure in low carbon steels. ISIJ International, Vol (35), nº 8, 1995.
- 7 EDWARDS, R.H., KENNON, N. F., Metall. Trans., 9 A, 1978.
- 8 TSUZAKI, K., UEDA, T., FUJIWARA, K., MAKI, T., New materials and processes for the future, Proc. 1st Japan Int. Sampe Symp. And Exhin., Soc. For advancement of Mater. and Process Eng. Japan, 1989.
- 9 BYUN, J.S., SHIM, J. H., CHO, Y. W. Influence of Mn on microstructural evolution in Ti killed C-Mn steel. Scripta Materialia 48, 2003.
- 10 BELADI, H., ADACHI, Y., TIMOKHINA, I., HODGSON, P.D, Crystallographic analysis of nanobainitic steels. Scripta Materialia 60, 2009.
- 11 LEE, S. J., PARK, J. S., LEE, Y. K., Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of upper and lower bainite in a low-alloy steel. Scripta Materialia 59, 2008.
- 12 GORNI, A.A., XAVIER, M.D. Transformação da austenita em aços microligados com estrutura ferrítica-bainítica. In: 62^o CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 2007.