

AVALIAÇÃO DE MECANISMOS DE REFINO DE GRÃO PARA A OBTENÇÃO DE GRANULAÇÃO ULTRAFINA EM AÇOS C-Mn E C-Mn-Nb¹

Jetson Lemos Ferreira²
Túlio Magno Füzessy de Melo³
Paulo Rangel Rios⁴

Resumo

Neste estudo, foram utilizados dois aços C-Mn (0,1%C, 0,5%Mn) sem e com adição de Nb (0,035%), deformados por torção em simulador termomecânico *Gleeble*, visando a obtenção de granulação ferrítica ultrafina (1 μm). Empregaram-se condições fixas de quantidade e taxa de deformação (3 e 5 s^{-1} , respectivamente), em três temperaturas (800°C, 850°C e 900°C) e duas condições de resfriamento (em água e forçado em ar). O mecanismo de refino de grão variou em função das temperaturas de deformação aplicadas, tendo o Nb um papel significativo. Em maiores temperaturas de deformação, o refino de grão ocorreu pela recristalização dinâmica da austenita e, em menores temperaturas, o mecanismo de refino atuante foi a transformação induzida por deformação. Em condições de resfriamento rápido em água, o tamanho médio dos grãos ferríticos induzidos por deformação foi de 3,8 μm para o aço C-Mn deformado a 800°C, e de 2,3 μm e 2,8 μm para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C e a 850°C, respectivamente. O tamanho de grão ferrítico médio, em condições de resfriamento forçado ao ar, foi de 5,3 μm para o aço C-Mn deformado a 800°C e de 4,3 μm e 3,3 μm para o C-Mn-Nb deformado, respectivamente, nas temperaturas de 800°C e 850°C, sendo a transformação induzida por deformação o mecanismo de refino de grão atuante. Nessa mesma condição de resfriamento, porém, sob recristalização dinâmica da austenita, o tamanho de grão ferrítico foi de 5,9 μm e 6,4 μm para o C-Mn deformado, respectivamente, a 850°C e 900°C e de 4,3 μm para o C-Mn-Nb deformado a 900°C.

Palavras-chave: Grãos ultrafinos; Recristalização dinâmica; Transformação induzida por deformação.

EVALUATION OF MECHANISMS OF GRAIN REFINEMENT TO OBTAIN ULTRAFINE FERRITE GRAINS IN C-Mn AND C-Mn-Nb STEELS

Abstract

In this study two C-Mn steels (0.1%C, 0.5%Mn) without and with addition of Nb (0.035%), deformed by torsion in the thermomechanical simulator *Gleeble* have been used, seeking to produce ultrafine ferrite grains (1 μm). Fixed conditions of deformation amounts and strain rate (3 and 5 s^{-1} , respectively) were used, at three temperatures (800°C, 850°C and 900°C) and two cooling conditions (quenching and forced air). Different mechanisms of ferritic grain refinement were obtained, and Nb had a significant effect. In the higher deformation temperatures, the ferritic grain refinement occurred by dynamic recrystallization of austenite and in lower temperatures the operating mechanism was the strain-induced transformation. In the quenched condition, the average ferrite grain size was 3.8 μm for C-Mn steel deformed at 800°C. For the C-Mn-Nb steel the mean grain size was 2.3 μm deformed at 800°C and 2.8 μm at 850°C. The average ferrite grain size for the C-Mn steel, in forced air condition, was 5.3 μm . In the same condition, the grain size for the C-Mn-Nb steel was 4.3 μm deformed at 800°C and 3.3 μm at 850°C. The operating mechanism was the strain-induced transformation, in this case. For the C-Mn steel deformed at 850°C and 900°C and for the C-Mn-Nb steel deformed at 900°C, the mechanism of ferritic grain refinement was the dynamic recrystallization of the austenite. The average grain size for C-Mn steel deformed at 850°C and 900°C was, respectively, 5.9 μm and 6.4 μm , and 4.3 μm for the C-Mn-Nb steel at 900°C.

Key words: Ultrafine grain; Dynamic recrystallization; Strain-induced transformation.

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Engenheiro Metalurgista, M. Sc., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Dr. - Ing., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Ipatinga, MG.

⁴ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, D. Sc., Professor titular da Universidade Federal Fluminense - UFF, Volta Redonda, RJ.

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência com grãos ultrafinos tem sido foco de pesquisas, principalmente em países asiáticos, pois o refino de grão é um método eficiente para o aumento da resistência mecânica sem que haja queda da tenacidade.⁽¹⁾ Esse aumento de resistência é interessante, por exemplo, sob o ponto de vista econômico na indústria automotiva pela possibilidade de reduzir o peso dos veículos, devido à redução na espessura do aço, e por minimizar o uso de elementos de liga.⁽²⁾

A idéia chave para a obtenção da granulação ultrafina é gerar uma elevada taxa de nucleação de grãos e restringir o seu coalescimento, por meio de um rápido resfriamento e/ou pela adição de barreiras. Para isso têm sido propostas várias metodologias, tais como: a recristalização dinâmica da ferrita,⁽³⁾ a severa deformação propiciada pela passagem da amostra por um canal angular de mesma seção (ECAP),⁽⁴⁾ a acumulação de deformação por meio da laminação de chapas empilhadas (ARB),⁽⁵⁾ a recristalização dinâmica da austenita (RDA)^(6,7) e a transformação austenita-ferrita induzida por deformação (TID).^(8,9) As duas últimas metodologias são as mais propícias para a obtenção de granulação ultrafina em linhas de laminação a quente convencionais.

A recristalização dinâmica da austenita consiste da formação de novos grãos durante a deformação, proporcionando um amaciamento dinâmico no aço. A nucleação desses grãos acontece preferencialmente nos contornos de grão da austenita, pela formação, ao seu redor, de um “colar” de pequenos grãos. Com o decorrer da deformação, a nucleação dos grãos avança para o interior do grão austenítico original até os grãos se tocarem, marcando o término da recristalização dinâmica, conforme mostrado na Figura 1.

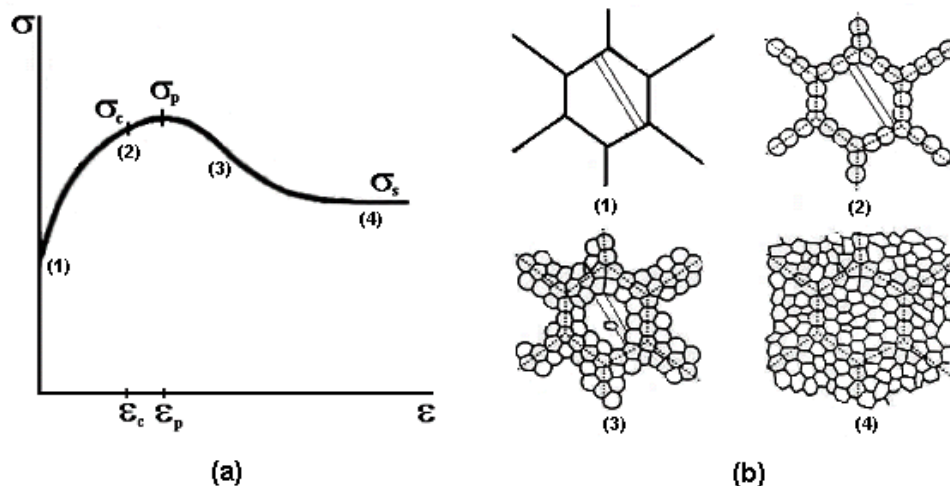


Figura 1. Amaciamento dinâmico proporcionado pela recristalização da austenita (a) e os respectivos estágios de nucleação dos novos grãos (b).

A transformação austenita-ferrita induzida por deformação ocorre durante o encruamento da austenita na região de não-recristalização. Com o encruamento da austenita, o potencial termodinâmico necessário para a transformação de fase aumenta, propiciando um aumento na temperatura Ar_3 dos aços. Quando essa temperatura atinge a temperatura de deformação, a transformação da austenita em ferrita ocorre dinamicamente, Figura 2-(a). Na Figura 2-(b) é mostrado o aspecto microestrutural da TID obtido por resfriamento em água após a deformação.

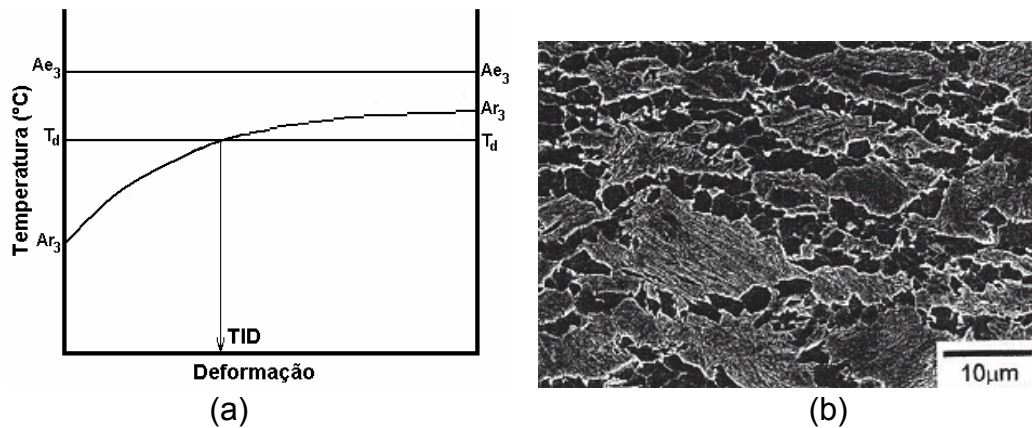


Figura 2. Representação esquemática da TID em condição isotérmica (a) e aspecto da microestrutura após resfriamento rápido em água (b).⁽⁸⁾

A adição do elemento microligante Nb é muito importante para o refinamento dos grãos durante a deformação a quente, pois restringe o crescimento de grão durante o aquecimento e aumenta a temperatura de não-recristalização (T_{NR}). Além disso, retarda a temperatura de início de transformação de fase (Ar_3), o que também resulta em refino de grão.^(9,10)

Este trabalho visou avaliar a possibilidade de obtenção de granulação ultrafina em aços C-Mn e C-Mn-Nb, deformados em dois passes por torção a quente no simulador termomecânico Gleeble da USIMINAS.

2 PARTE EXPERIMENTAL

Foram utilizados dois aços C-Mn, sendo um com adição de Nb, fabricados em forno de fusão a vácuo e posteriormente laminados a quente em laminador piloto. A composição química dos aços estudados é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos aços utilizados no estudo.

Tipo de aço	Composição química do aço (%massa)							
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	Nb
C-Mn	0,100	0,50	0,15	0,017	0,027	0,030	0,0065	-
C-Mn-Nb	0,094	0,50	0,15	0,019	0,023	0,029	0,0064	0,034

As temperaturas Ar_3 dos aços para encharque a 900°C e resfriamento a 10°C s^{-1} , determinadas por dilatometria, foram 785°C para o aço C-Mn e 787°C para o C-Mn-Nb. As temperaturas Ae_3 , calculadas pelo *software Thermo-Calc*, foram 857°C para o aço C-Mn e 861°C para o C-Mn-Nb.

Corpos-de-prova (cps) de torção foram usinados a partir das tiras laminadas, com diâmetro e comprimento da área útil de 8 mm e 50 mm, respectivamente.

Os cps foram deformados em dois passes por torção a quente no simulador termomecânico Gleeble 3500 do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da USIMINAS. O primeiro passe foi padrão para todos os experimentos, na temperatura de 1100°C , com quantidade e taxa de deformação, respectivamente, de 0,5 e 5 s^{-1} . O segundo passe foi realizado em condições fixas de quantidade e taxa de deformação (3 e 5 s^{-1} , respectivamente), em três temperaturas (800°C , 850°C e 900°C) e seguido de duas condições de resfriamento (rápido em água $\sim 1000^\circ\text{C s}^{-1}$ e forçado ao ar $\sim 50^\circ\text{C s}^{-1}$). A Figura 3 representa esquematicamente o processamento termomecânico empregado.

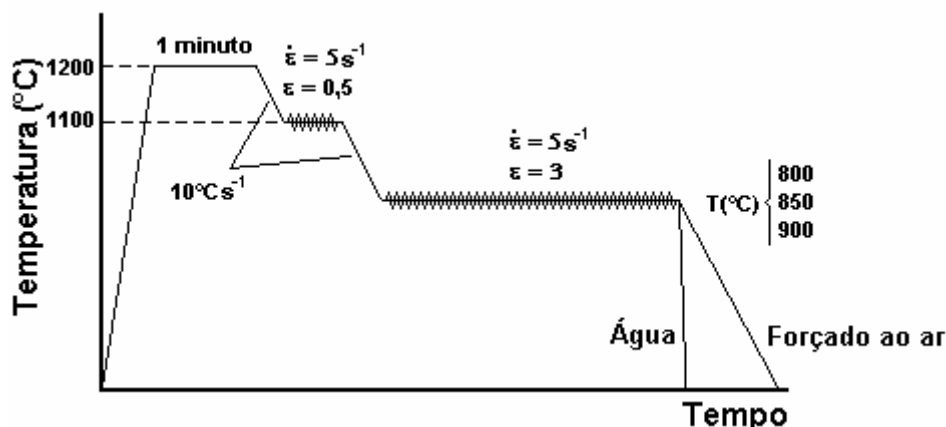


Figura 3. Representação esquemática do processamento termomecânico empregado neste estudo.

As análises metalográficas dos cps foram realizadas em seções longitudinais, a aproximadamente 0,5 mm da superfície do cp. O reagente utilizado para revelar os contornos ferríticos foi Nital 4%, e para os contornos austeníticos foi uma solução à base de ácido pícrico saturado em água e cloreto férrico (4%). As microestruturas obtidas foram analisadas por microscopias ótica e eletrônica de varredura (MEV).

Duas metodologias foram utilizadas para a determinação do tamanho de grão ferrítico. Para as amostras resfriadas rapidamente em água, os comprimentos de cerca de 500 grãos foram medidos, por meio de segmentos de linhas ortogonais, e para as amostras resfriadas ao ar a metodologia de medição foi baseada na norma ASTM E112 para aços bifásicos.⁽¹¹⁾

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Curvas Tensão-deformação

As Figuras 4 e 5 mostram curvas tensão-deformação do aço C-Mn e do aço C-Mn-Nb, podendo ser observado o efeito da temperatura na deformação e na tensão de pico.

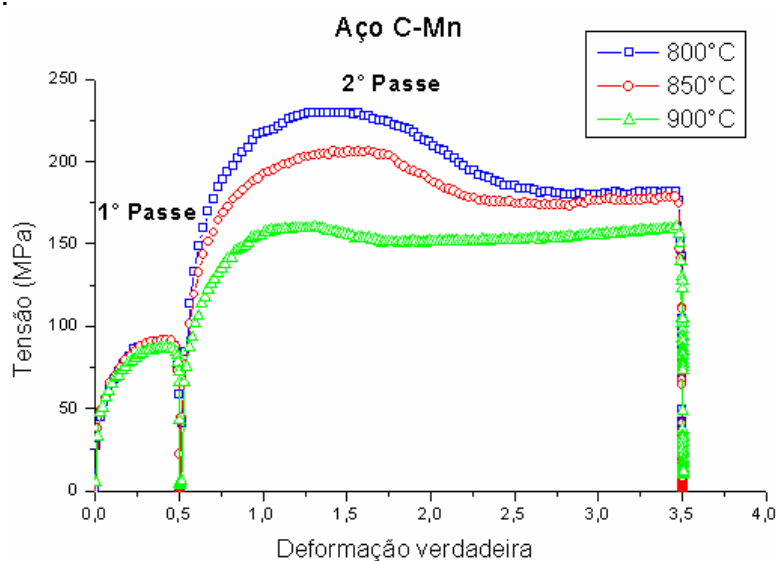


Figura 4. Curvas tensão-deformação do aço C-Mn.

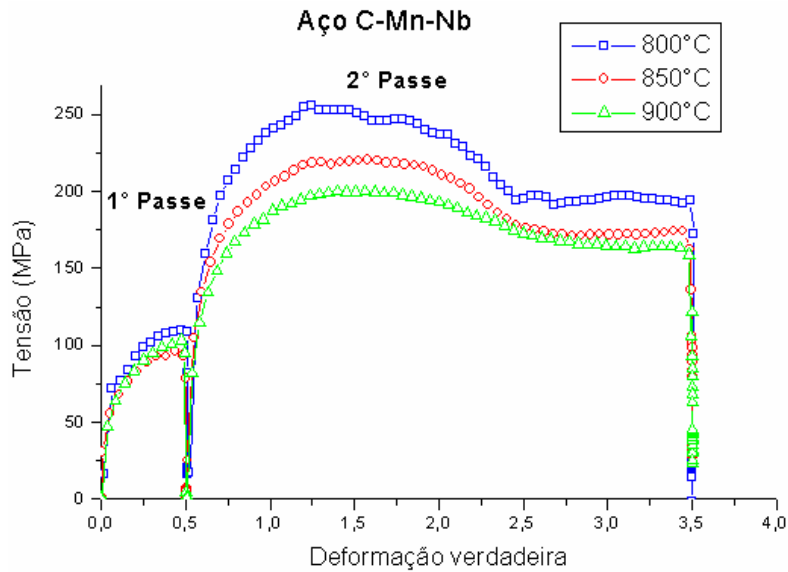


Figura 5. Curvas tensão-deformação do aço C-Mn-Nb.

O valor do pico de tensão diminuiu com o aumento da temperatura de deformação para os dois aços analisados. A deformação do pico de tensão aumentou com a queda na temperatura de deformação de 900°C para 850°C, e diminuiu, quando a temperatura passou para 800°C, Figura 6. A tendência de queda da deformação de pico de tensão em temperaturas de deformação perto da Ar_3 dos aços indica a ocorrência da TID, visto que para a ocorrência da RDA nessas temperaturas, seriam necessárias maiores deformações.⁽¹²⁾

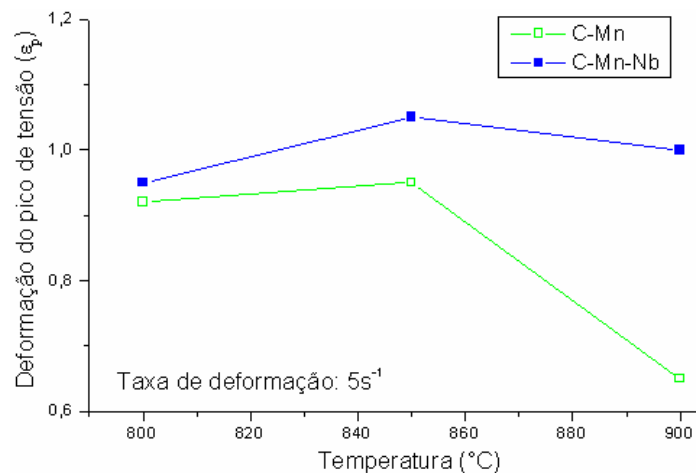


Figura 6. Efeito da temperatura de deformação na deformação do pico de tensão para os aços C-Mn e C-Mn-Nb.

3.2 Microestruturas Obtidas após Resfriamento Rápido em Água

As microestruturas dos aços resfriados em água após a deformação também variaram em função da temperatura de deformação, Figura 7. Para o aço C-Mn deformado na temperatura de 800°C a microestrutura foi composta em maior parte por grãos de ferrita, enquanto que para as deformações nas temperaturas de 850°C e 900°C a microestrutura foi composta, na maior parte, por martensita. Para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C e 850°C a microestrutura foi composta, principalmente, por ferrita e na temperatura de 900°C foi composta, na maior parte, por martensita.

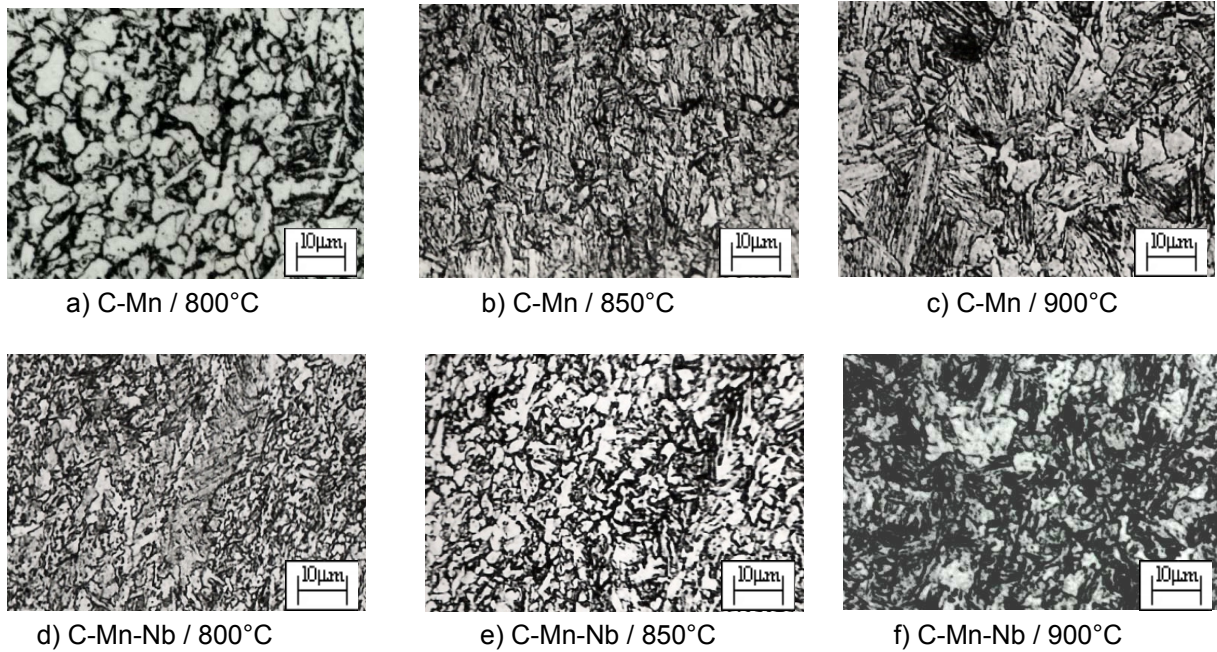


Figura 7. Microestruturas dos aços C-Mn e C-Mn-Nb após resfriamento em água.

As microestruturas dos aços deformados a 800°C, vistas no MEV, são mostradas na Figura 8.

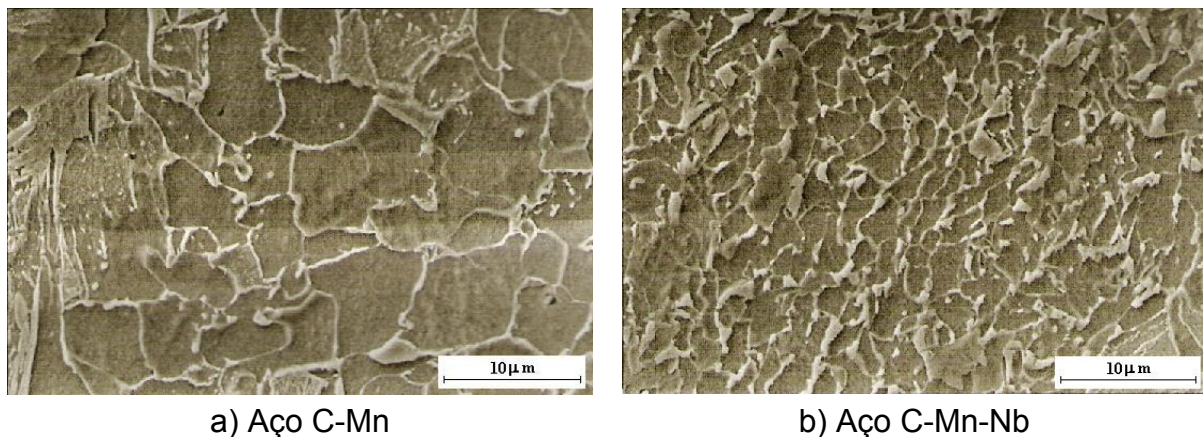
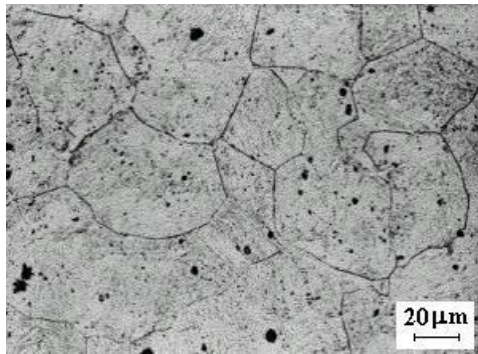
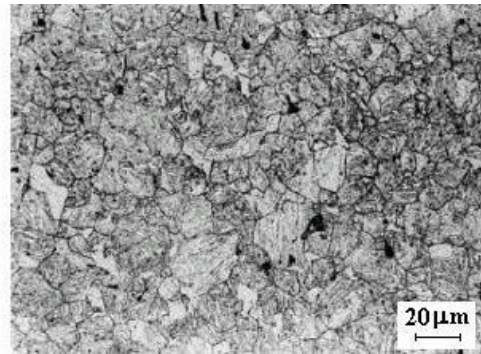


Figura 8. Microestruturas dos aços, vistas no MEV, após deformação a 800°C e resfriamento em água.

O mecanismo de refino de grão atuante na temperatura de 800°C para o aço C-Mn foi a TID, pois essa temperatura é superior à Ar_3 desse aço, ou seja, em condições de equilíbrio, somente a austenita se encontraria estável, e um resfriamento rápido em água acarretaria na têmpera do aço. Entretanto, constatou-se uma elevada fração de ferrita nas microestruturas dos aços, para essas condições de resfriamento logo após a deformação. Nas temperaturas de 850°C e 900°C, as microestruturas obtidas para o aço C-Mn, após resfriamento rápido em água, foram compostas predominantemente por martensita. Além disso, os grãos austeníticos obtidos, logo após a deformação, encontravam-se mais refinados do que os imediatamente antes da deformação, indicando que o mecanismo de refino atuante tenha sido a RDA, Figura 9.



a) antes da deformação - 60 μm



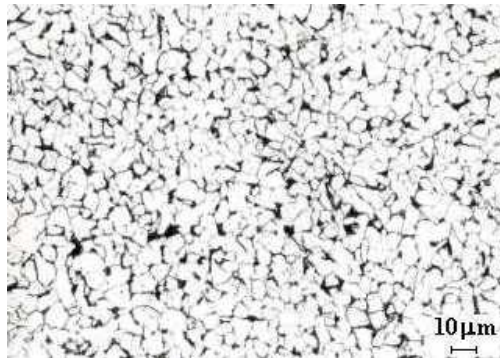
b) logo após a deformação - 13 μm

Figura 9. Estrutura austenítica do aço C-Mn antes e após a deformação a 900°C.

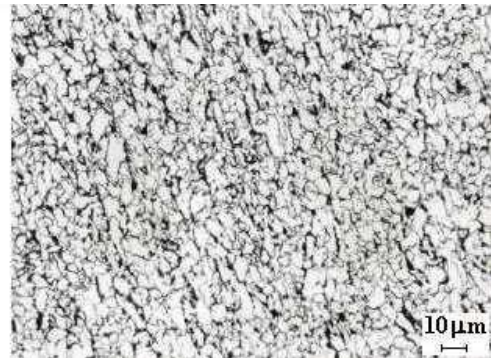
Os mecanismos de refino de grão do aço C-Mn-Nb variaram, em função da temperatura de deformação, da mesma forma do que para o aço C-Mn, com exceção da temperatura de 850°C, onde a adição de Nb atrasou a RDA, favorecendo a ocorrência da TID.

3.3 Microestruturas Obtidas após Resfriamento Forçado ao Ar

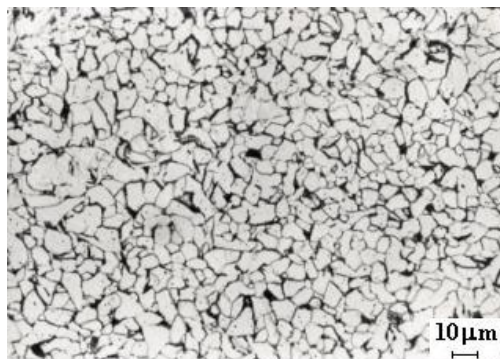
A Figura 10 mostra as microestruturas dos aços C-Mn e C-Mn-Nb, obtidas por resfriamento forçado ao ar logo após a deformação, em condições de TID e RDA. As microestruturas foram compostas por ferrita e perlita. Os grãos ferríticos do aço C-Mn-Nb, visualizados nessas microestruturas, encontravam-se mais refinados do que os do aço C-Mn, quando comparados sob o mesmo mecanismo de refino de grão.



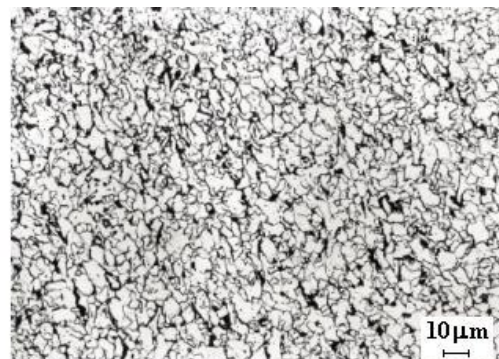
a) Aço C-Mn / 800°C / TID



b) Aço C-Mn-Nb / 850°C / TID



c) Aço C-Mn / 850°C / RDA



d) Aço C-Mn-Nb / 900°C / RDA

Figura 10. Microestruturas dos aços C-Mn e C-Mn-Nb resfriados ao ar sob condições de TID e RDA.

3.4 Tamanho de Grão

O tamanho de grão ferrítico médio dos aços resfriados em água e ao ar é mostrado na Tabela 2.

Tabela 2. Tamanho de grão ferrítico médio dos aços, em função da temperatura de deformação e do meio de resfriamento.

Temperatura (°C)	Tamanho de grão ferrítico médio (μm)			
	Resfriamento em água		Resfriamento forçado ao ar	
	C-Mn	C-Mn-Nb	C-Mn	C-Mn-Nb
800	3,8	2,3	5,3	4,3
850	*	2,8	5,9	3,3
900	*	*	6,4	4,3

* Nessas condições as microestruturas foram predominantemente compostas por martensita.

Os tamanhos médios dos grãos ferríticos obtidos após resfriamento ao ar foram sempre maiores do que os obtidos após resfriamento rápido em água. Isso pode ter ocorrido devido ao coalescimento dos grãos induzidos por deformação durante o resfriamento.⁽¹³⁾ Uma outra possível explicação para o maior tamanho dos grãos ferríticos obtidos por resfriamento forçado ao ar é que a máxima fração de ferrita induzida por deformação formada foi, aproximadamente, 72% para o C-Mn e 74% para o C-Mn-Nb, determinada pelo diagrama de equilíbrio Fe-C em função da temperatura de deformação (neste caso a 800°C) e do teor de carbono dos aços. Sendo assim, a fração de austenita remanescente se transformará durante o resfriamento forçado ao ar em uma ferrita com um maior tamanho de grão médio, devido à mais baixa taxa de resfriamento empregada em relação ao resfriamento rápido em água.

4 CONCLUSÕES

As temperaturas de deformação utilizadas foram determinantes para o tipo do mecanismo de refino de grão que ocorreu. No aço C-Mn deformado na temperatura de 800°C, o mecanismo atuante foi a transformação induzida por deformação (TID), e em deformações nas temperaturas de 850°C e 900°C, esse mecanismo foi a recristalização dinâmica da austenita (RDA).

O mecanismo de refino que ocorreu na temperatura de 800°C para o aço C-Mn-Nb foi a TID. A adição de Nb restringiu a ocorrência da RDA na temperatura de 850°C, favorecendo a ocorrência da TID nessa temperatura. Porém a 900°C o mecanismo de refino que ocorreu foi a RDA.

A granulação ferrítica ultrafina (1 μm), para as composições químicas utilizadas, não foi obtida. O tamanho médio dos grãos ferríticos resultantes da TID, visualizados após resfriamento rápido em água, para o aço C-Mn deformado a 800°C foi 3,8 μm e para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C foi 2,3 μm e em deformação a 850°C foi 2,8 μm .

A granulação ferrítica alcançada após o resfriamento ao ar para o aço C-Mn variou de 5,3 μm a 6,4 μm e entre 3,3 μm a 4,3 μm para o aço C-Mn-Nb. A transformação induzida por deformação foi o mecanismo de refino de grão mais efetivo, sendo o aço C-Mn-Nb o responsável pelo menor tamanho de grão obtido.

Agradecimentos

Um dos autores (PRR) agradece o suporte financeiro da FAPERJ e do CNPq através do projeto FVA “Novas Ligas Estruturais para a Indústria Automobilística”.

REFERÊNCIAS

- 1 BELADI, H.; KELLY, G. L.; SHOKOUHI, A.; HODGSON, P. D. The evolution of ultrafine ferrite formation through dynamic strain-induced transformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 371, p. 343-352, 2004.
- 2 KURAHASHI, R.; HAKOMORI, K.; CHIKUSHI, I.; MORIMOTO, T.; YANAGIMOTO, J.; TAKAOKA, S. Development of industrial production of ultrafine grained steel in tandem hot strip mill. **La Revue de Métallurgie-CIT**, p. 272-283, avril 2005.
- 3 SANTOS, D. B.; BRUZSZEK, R. K.; RODRIGUES, P. C. M.; PERELOMA E. V. Formation of ultra-fine ferrite microstructure in warm rolled and annealed C-Mn steel. **Material Science and Engineering A**, v. 346, p. 189-195, 2003.
- 4 SHIN, D. H.; PARK, J. J.; CHANG, S. Y.; LEE, Y. K.; PARK, K. T. Ultrafine grained low carbon steels fabricated by equal channel angular pressing: microstructures and tensile properties. **ISIJ International**, v. 42, n.12, p. 1490-1496, 2002.
- 5 TSUJI, N.; SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TANIGAWA, S. Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. **Scripta Materialia**, v. 40, n. 7, p. 795-800, 1999.
- 6 NEUTJENS, J.; HARLET, Ph.; BAKOLAS, Th.; CANTINIEAUX, P. Processing and properties of a new hot-rolled high-strength fine-grained multi phase steel. **40TH MWSP Conf. Proc.**, ISS, p. 311-321, 1998.
- 7 SALVATORI, I.; INOUE, T.; NAGAI, K. Ultrafine grain structure through dynamic recrystallization for type 304 stainless steel. **ISIJ International**, v. 42, n. 7, p. 744-750, 2002.
- 8 BELADI, H.; KELLY, G. L.; SHOKOUHI, A.; HODGSON, P. D. Effect of thermomechanical parameters on the critical strain for ultrafine ferrite formation through hot torsion testing. **Materials Science and Engineering A**, v. 367, p. 152-161, 2003.
- 9 CHOI, J. K.; SEO, D. H.; LEE, J. S.; UM, K. K.; CHOO, W. Y. Formation of ultrafine ferrite by strain-induced transformation in plain low carbon steel. **ISIJ International**, v. 43, p. 746-754, 2003.
- 10 HONG, S. C.; LIM, S. H.; HONG, H. S.; LEE, K. J.; SHIN, D. H.; LEE, K. S. Effects of Nb on strain induced ferrite transformation in C-Mn steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 355, p. 241-248, 2003.
- 11 ASTM E112. Annual book of ASTM standards - metals test methods and analytical procedures. **ASTM International Standards Worldwide**, v. 03.01, p. 256-281, 2003.
- 12 NAGAI, K. Ultrafine grained steel: basic research and attempts for application. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 44, n. 2, p. 187-194, 2005.
- 13 SHOKOUHI, A.; BELADI, H.; HODGSON, P. D. A study on ultrafine ferrite formation during post deformation cooling. **Materials Science Forum**, v. 426-432, p. 1295-1300, 2003.