

EFEITOS DE PARÂMETROS TERMOMECÂNICOS EM MECANISMOS DINÂMICOS DE REFINO DE GRÃO EM AÇOS C-MN-NB E C-MN

Jetson Lemos Ferreira¹
Túlio Magno Füzessy de Melo²
Paulo Rangel Rios³

Resumo

Neste estudo foi avaliado o efeito da temperatura de deformação (800°C, 850°C e 900°C), da taxa de deformação (1 s^{-1} e 5 s^{-1}) e da intensidade de deformação verdadeira (1, 2 e 3) na ocorrência de mecanismos dinâmicos de refino de grão, em dois aços C-Mn sem e com adição de Nb (0,035%). Os aços estudados foram deformados por torção em simulador termomecânico Gleeble, sendo resfriados em água imediatamente após os ensaios. Os mecanismos dinâmicos de refino de grão atuantes variaram em função da temperatura de deformação aplicada e do aço estudado. De um modo geral, maiores temperaturas de deformação foram responsáveis pela ocorrência de recristalização dinâmica da austenita (RDA) e as menores, pela transformação austenita-ferrita induzida por deformação (TAFID).

Palavras-chave: Recristalização dinâmica; Transformação; Deformação; Refino de grão.

EFFECT OF THERMOMECHANICAL PARAMETERS ON DYNAMIC MECHANISMS OF GRAIN REFINEMENT IN C-MN-NB AND C-MN STEELS

Abstract

In this study, the effect of deformation temperature (800°C, 850°C and 900°C), strain rate (1 s^{-1} and 5 s^{-1}) and amount of strain (1, 2 and 3) in the occurrence of dynamic mechanisms of grain refinement in two C-Mn steels without and with Nb addition (0.035 wt.%) was evaluated. The steels were deformed by torsion in a Gleeble thermomechanical simulator and water cooled immediately after deformations. Different dynamic mechanisms of ferritic grain refinement were obtained as a function of the deformation temperature. At higher deformation temperatures the ferritic grain refinement occurred by dynamic recrystallization of austenite (DRA) and in lower temperatures the operating mechanism was the strain-induced austenite-ferrite transformation (SIAFT).

Key words: Dynamic recrystallization; Transformation; Deformation; Grain refinement.

1 INTRODUÇÃO

Quando os materiais cristalinos são deformados em temperaturas elevadas, o acúmulo de discordâncias é continuamente aniquilado por dois fenômenos restauradores distintos de acordo com a energia de falha de empilhamento (EFE) do aço.⁽¹⁾ Nas fases que apresentam alta energia de falha de empilhamento (EFE), como é o caso da ferrita, o fenômeno atuante é a recuperação dinâmica. Já nas fases que apresentam baixa EFE, como é o caso da austenita, o fenômeno atuante é a recristalização dinâmica.^(2,3)

Como a deformação a quente dos aços na maioria das vezes se processa na fase austenítica, o estudo da recristalização dinâmica, nesse caso, torna-se mais importante em relação à recuperação dinâmica. Para que a recristalização dinâmica da austenita (RDA) ocorra, é necessário que uma deformação crítica (ϵ_c) seja alcançada. Normalmente, essa deformação é

equivalente a 80% da deformação do pico de tensão (ϵ_p), podendo ser determinada a partir da curva do gráfico da derivada $d\sigma/d\epsilon$ (θ) pela tensão (Figura 1).⁽²⁾

A transformação da austenita em ferrita induzida por deformação (TAFID) é um outro mecanismo restaurador, que pode ocorrer durante a deformação a quente dos aços.⁽⁴⁾ Essa terminologia é adotada para enfatizar o papel da deformação no refino de grão e na aceleração da transformação de fase. Com o encruamento da austenita logo acima da temperatura de transformação de fase, em condição fora de equilíbrio termodinâmico (Ar_3), o potencial necessário para a transformação de fase aumenta. Esse aumento propicia uma elevação progressiva da temperatura

¹ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, M. Sc., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Ipatinga, MG.

² Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM, Engenheiro Metalurgista, D. Sc., Professor Titular da Universidade Federal Fluminense - UFF, Volta Redonda, RJ.

Ar_3 dos aços durante a deformação. Quando a Ar_3 atinge a temperatura empregada na deformação (T_d), a transformação da austenita em ferrita ocorre dinamicamente, como mostrado na Figura 2.

Tanto na RDA quanto na TAFID a nucleação dinâmica de novos grãos isentos de deformação (austeníticos e ferríticos,

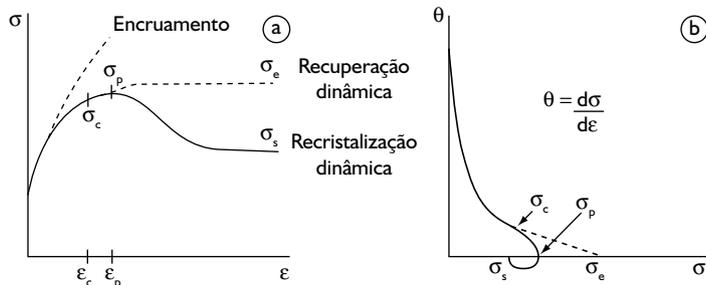


Figura 1. Curva de escoamento comparando os fenômenos de encruamento, de recuperação dinâmica e de recristalização dinâmica (a) e derivada da curva tensão-deformação (b).⁽²⁾

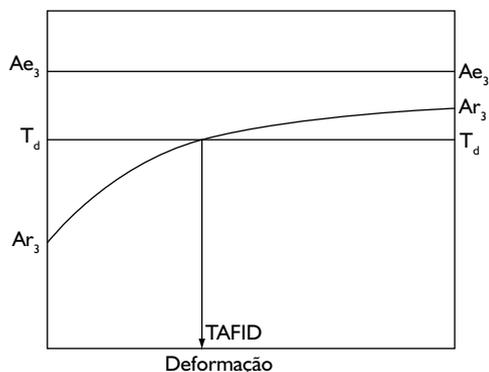


Figura 2. Representação esquemática de início da ocorrência da TAFID, em virtude do aumento da Ar_3 proporcionado pela deformação, em condição de deformação isotérmica.⁽⁵⁾

respectivamente), provoca uma queda na tensão necessária para a deformação (Figura 1). Esses dois fenômenos de amaciamento dinâmico proporcionam um elevado refino dos grãos ferríticos obtidos após transformação.^(4,6,7)

A ocorrência da TAFID e da RDA é controlada pelas respectivas deformações críticas para esses fenômenos: $\epsilon_{c-TAFID}$ e ϵ_{c-RDA} , que, para um dado material, são governadas pela temperatura e pela taxa de deformação. Deformações realizadas ligeiramente abaixo ou acima da temperatura de transformação de fase em equilíbrio termodinâmico (Ae_3) favorecem a RDA, devido à ϵ_{c-RDA} , nessas condições, ser menor do que a $\epsilon_{c-TAFID}$. Quando a temperatura é próxima da Ar_3 do aço, a TAFID é favorecida. A Figura 3 mostra alterações na deformação crítica em função da temperatura, com diferentes condições de reaquecimento e taxa de deformação, para um aço C-Mn.

Outra ferramenta importante no refino de grão durante a deformação a quente dos aços é a adição de elementos microaligantes, tais como o Nb, o Ti e o V. O Nb, quando precipitado, pode “ancorar” os contornos de grão durante o reaquecimento, refinando assim os grãos austeníticos. Esse elemento também aumenta a temperatura de não-recristalização (T_{nr}), o que evita a ocorrência

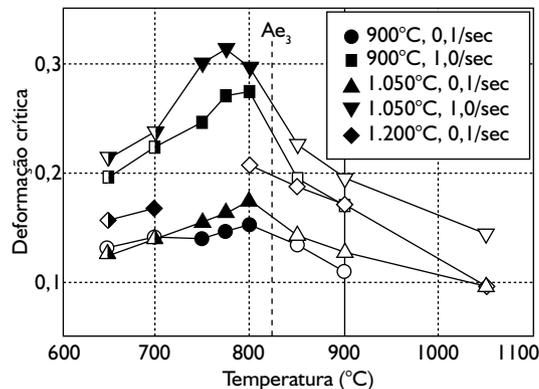


Figura 3. Variação na deformação crítica para a TAFID (símbolos preenchidos), TAFID após início da transformação estática (símbolos parcialmente preenchidos) e RDA (símbolos vazios), em função da temperatura para um aço C-Mn.

da recristalização entre passes na laminação, gerando um acúmulo de deformação. O acúmulo de deformação na fase austenítica gera uma maior quantidade de sítios para a transformação ferrítica, propiciando assim um maior refino de grão. Além disso, quando o Nb se encontra em solução sólida durante a transformação de fase, ele segrega nas interfaces ferrita/austenita, reduzindo a taxa de crescimento da ferrita.⁽⁹⁾

Este trabalho visou avaliar o efeito de parâmetros termomecânicos na ocorrência de mecanismos dinâmicos de refino de grão em aços C-Mn e C-Mn-Nb, deformados por torção a quente, em simulador termomecânico.

2 PROCESSAMENTO EXPERIMENTAL

Os aços utilizados no estudo foram produzidos em escala piloto em forno de fusão a vácuo, com a composição química mostrada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química dos aços utilizados no estudo

Tipo de aço	Composição química do aço (%massa)		
	C	Mn	Nb
C-Mn	0,100	0,50	-
C-Mn-Nb	0,094	0,50	0,034

Corpos-de-prova (área útil de 50 mm de comprimento e diâmetro de 8 mm) foram deformados em dois passes por torção a quente no simulador termomecânico Gleeble 3500 do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da USIMINAS. No primeiro passe, utilizado em todos os experimentos, a temperatura empregada foi de 1.100 $^{\circ}C$, com intensidade e taxa de deformação verdadeira, respectivamente, de

0,5 s⁻¹ e 5 s⁻¹. Já no segundo passe foram empregadas três temperaturas de deformação (T_d) (800°C, 850°C e 900°C), duas taxas de deformação (1 s⁻¹ e 5 s⁻¹) e três deformações verdadeiras (1, 2 e 3). O resfriamento após a deformação foi em água, com taxas da ordem de 1.000°C s⁻¹. Na Figura 4 é mostrado, esquematicamente, o processamento termomecânico empregado.

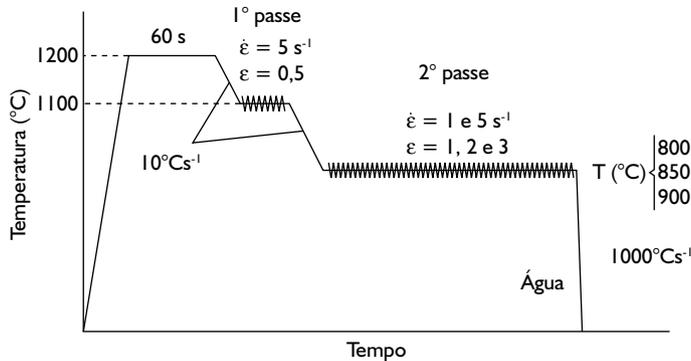


Figura 4. Representação do processamento termomecânico empregado.

As análises metalográficas dos corpos-de-prova foram realizadas em seções longitudinais, a aproximadamente 0,5 mm de suas superfícies. O reagente utilizado para revelar os contornos ferríticos foi nital 4% e para os contornos austeníticos foi uma solução à base de ácido pícrico. As microestruturas obtidas foram analisadas por microscopias ótica e eletrônica de varredura (MEV).

Para a determinação do tamanho de grão ferrítico foram medidas duas dimensões em aproximadamente 500 grãos de cada amostra, por meio de segmentos de retas perpendiculares.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Efeito da Temperatura de Deformação

A temperatura A_{r3} de cada aço foi determinada por dilatométrica, com encharque a 900°C e resfriamento a 10°C s⁻¹, sendo de 785°C para o aço C-Mn e de 787°C para o C-Mn-Nb. A temperatura A_{e3} dos aços C-Mn e C-Mn-Nb, calculada pelo software Thermo-Calc, foi respectivamente de 857°C e de 861°C.

Nas Figuras 5 e 6 são mostradas curvas de escoamento dos aços C-Mn e C-Mn-Nb em diferentes condições de deformação, podendo ser observado o efeito da temperatura de deformação nas tensões e deformações críticas para a ocorrência dos mecanismos de refino de grão.

O valor do pico de tensão do segundo passe diminuiu com o aumento da temperatura de deformação para os dois aços analisados, nas duas taxas de deformação empregadas. A deformação do pico de tensão aumentou com a queda na temperatura de deformação de 900°C para 850°C, independentemente do aço analisado e da taxa empregada. Quando a temperatura passou para 800°C, o aumento da deformação de pico foi menor para o aço C-Mn e, para o aço C-Mn-Nb, a deformação de pico de tensão decresceu, conforme mostrado na Figura 7.

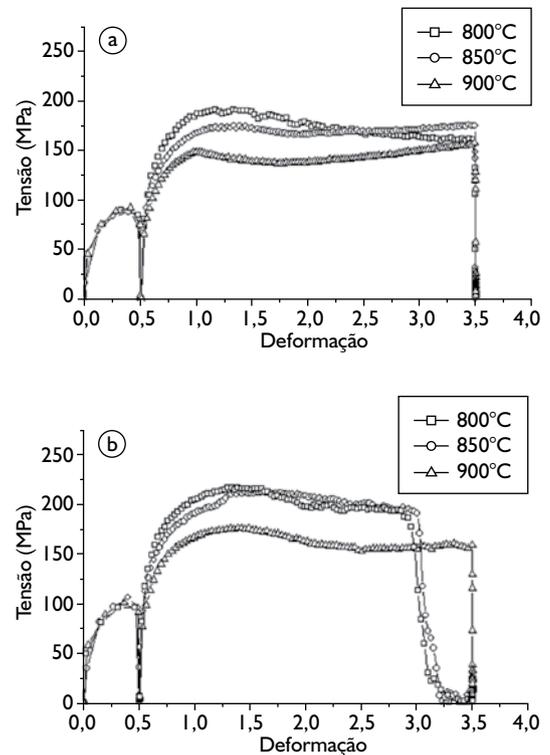


Figura 5. Curvas de escoamento dos aços em três temperaturas com taxa de 1 s⁻¹. a) Aço C-Mn; e b) Aço C-Mn-Nb.

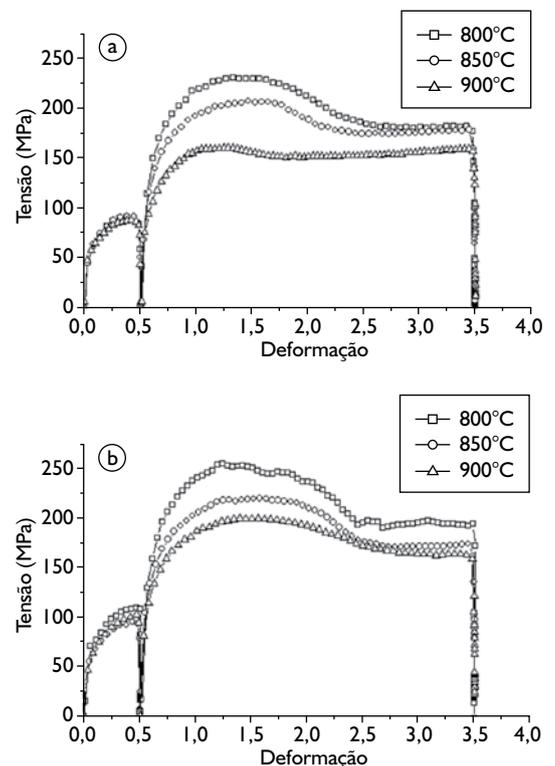


Figura 6. Curvas de escoamento dos aços em três temperaturas com taxa de 5 s⁻¹. a) Aço C-Mn; e b) Aço C-Mn-Nb.

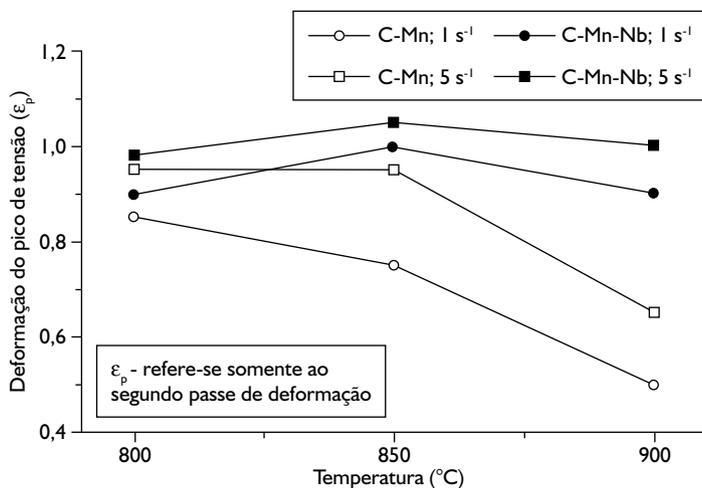


Figura 7. Efeito da variação da taxa de deformação e da temperatura em relação à deformação do pico de tensão para os aços C-Mn e C-Mn-Nb.

As microestruturas dos aços resfriados em água após deformação também variaram em função da temperatura. Para o aço C-Mn deformado na temperatura de 800°C, nas duas taxas de deformação empregadas, 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 (Figura 8).

Para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C e 850°C, nas duas taxas de deformação, a microestrutura foi composta, principalmente, por ferrita. Na temperatura de 900°C foi composta, na maior parte, por ferrita quando deformado com taxa de 1 s⁻¹ e por martensita com taxa de 5 s⁻¹ (Figura 9).

As microestruturas dos aços deformados a 800°C com taxa de 1 s⁻¹, vistas no MEV, são mostradas na Figura 10.

Analisando as curvas de escoamento e as microestruturas constatou-se que a temperatura de deformação foi responsável

por alterações na ocorrência dos mecanismos de refino de grão.

O mecanismo atuante no aço C-Mn deformado a 800°C e no aço C-Mn-Nb deformado a 800°C e 850°C foi a TAFID. Essa conclusão pôde ser tirada em virtude da obtenção de ferrita na microestrutura após o resfriamento em água logo após a deformação, uma vez que, se a temperatura Ar₃ dos aços é menor do que 800°C esperava-se que a microestrutura resultante fosse martensítica. Nas temperaturas de deformação de 850°C e 900°C para o aço C-Mn e de 900°C para o aço C-Mn-Nb, o mecanismo de refino de grão que ocorreu foi a RDA. Nas condições de recristalização dinâmica, os grãos austeníticos obtidos logo após a deformação encontravam-se mais refinados do que os imediatamente antes da deformação (C-Mn antes da deformação 60 μm e depois 13 μm e C-Mn-Nb antes da deformação 40 e depois 8 μm), indicando a ocorrência desse fenômeno (Figura 11).

A ferrita observada na microestrutura do aço C-Mn-Nb deformado a 900°C, com taxa de 1 s⁻¹ (Figura 9), provavelmente foi formada durante o resfriamento, uma vez que os grãos austeníticos obtidos nessa temperatura após a deformação encontravam-se recristalizados e bastante refinados.

3.2 Efeito da Taxa de Deformação

A alteração da taxa de deformação de 1 s⁻¹ para 5 s⁻¹ foi responsável por aumento na tensão e também na deformação crítica dos mecanismos dinâmicos de refino de grão, como

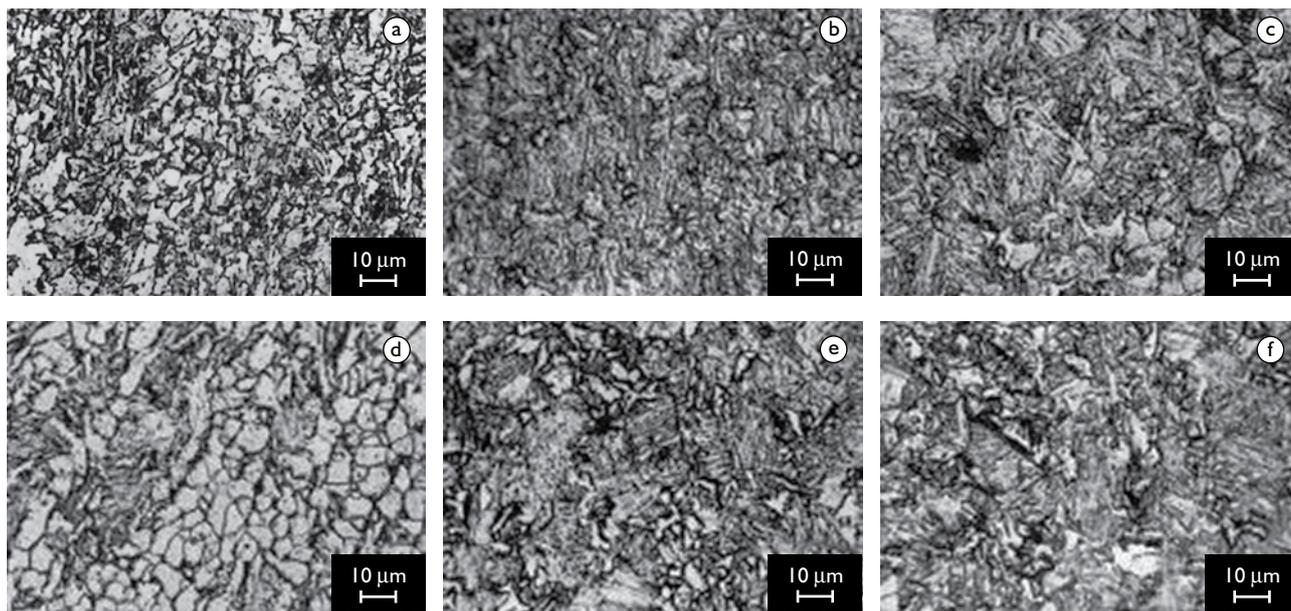


Figura 8. Microestruturas do aço C-Mn deformado com taxas de 1 s⁻¹ e 5 s⁻¹, resfriado em água. Ataque: nital 4%. a) 1 s⁻¹/800°C; b) 1 s⁻¹/850°C; c) 1 s⁻¹/900°C; d) 5 s⁻¹/800°C; e) 5 s⁻¹/850°C; e f) 5 s⁻¹/900°C.

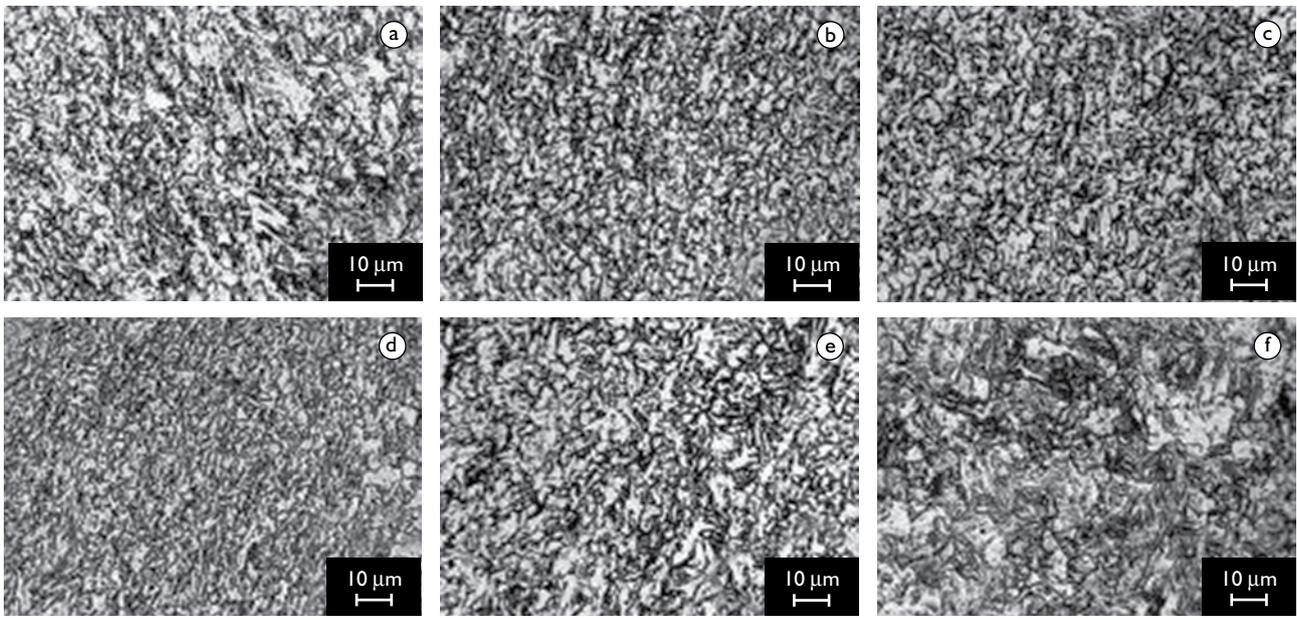


Figura 9. Microestruturas do aço C-Mn-Nb deformado com taxas de 1 e 5 s⁻¹, resfriado em água. Ataque: nital 4%. a) 1 s⁻¹/800°C; b) 1 s⁻¹/850°C; c) 1 s⁻¹/900°C; d) 5 s⁻¹/800°C; e) 5 s⁻¹/850°C; e f) 5 s⁻¹/900°C.

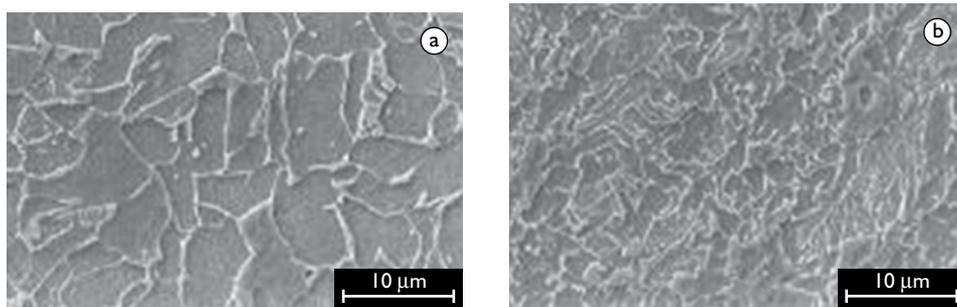


Figura 10. Microestruturas dos aços, vistas no MEV, após deformação a 800°C com taxa de 1 s⁻¹ e resfriamento em água. Ataque: nital 4%. a) Aço C-mn; e b) aço C-Mn-Nb.

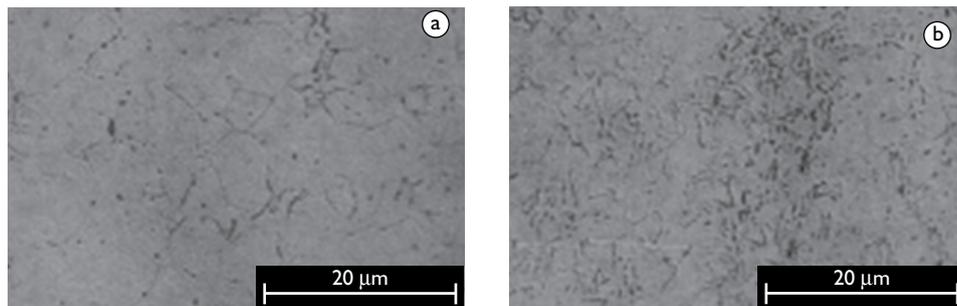


Figura 11. Estrutura austenítica dos aços a) C-Mn; e b) C-Mn-Nb, após a deformação com taxa de 1 s⁻¹ a 900°C. Ataque: solução de ácido pícrico. a) Aço C-Mn; e b) Aço C-Mn-Nb.

pode ser visto na Figura 7. Isso implica que quanto maior foi a taxa aplicada, maior deformação tornou-se necessária para a ocorrência dos mecanismos restauradores.

O aço C-Mn-Nb quando deformado com taxa de 1 s⁻¹, nas temperaturas de 800°C e 850°C, com deformações verdadeiras maiores que 2, rompeu-se (Figura 6). Duas hipóteses são propostas para explicar esses rompimentos: uma delas é que podem ter ocorrido variações na temperatura de deformação, que ocasionaram a diminuição da ductilidade desse aço durante a deformação; a outra hipótese, e mais provável de ter ocorrido, é baseada na teoria proposta

por Mintz, Lewis e Jonas.⁽¹⁰⁾ Esses autores relataram que uma baixa taxa de deformação deteriora a ductilidade dos aços transformados induzidos por deformação. Isso ocorre, pois a ferrita transformada é propensa à recuperação durante a deformação e quando há a nucleação dinâmica de finos grãos de ferrita circundando o antigo contorno de grão austenítico, estes estão mais macios, fazendo com que a deformação neles se concentre. Conforme a deformação vai se acentuando, estes grãos de ferrita

atingem seu limite de resistência e fraturam. Como a ocorrência da transformação induzida por deformação no aço C-Mn-Nb é facilitada devido ao maior refinamento de grãos austeníticos, gerando assim mais sítios de nucleação ferrítica, esse aço é bastante susceptível a esse tipo de fratura. Com uma alta taxa de deformação acredita-se que o encruamento da ferrita nucleada nos contornos de grão seja menor, pois parte dessa deformação também se concentrará na austenita. E, essa parcela de deformação da austenita contribuirá para não ocorrência da fratura da ferrita durante a deformação.

3.3 Efeito da Intensidade de Deformação

A utilização de maiores intensidades de deformação foi responsável pelo aumento da fração de ferrita induzida por deformação obtida. Na Figura 12 é mostrado esse efeito por meio de curvas de escoamento e de microestruturas dos aços resfriados em água após a aplicação de diferentes intensidades de deformação [Alterações no tamanho das microestruturas].

3.4 Tamanho de Grão

Verifica-se, na Tabela 2, que os grãos ferríticos do aço C-Mn-Nb encontravam-se mais refinados do que os do aço C-Mn, sendo que o aumento na temperatura de deformação resultou em maiores tamanhos de grão e a variação da taxa não apresentou efeito significativo.

Tabela 2. Tamanho de grão ferrítico médio dos aços (μm).

Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	C-Mn Taxa		C-Mn-Nb Taxa	
	1 s^{-1}	5 s^{-1}	1 s^{-1}	5 s^{-1}
800	3,8	3,8	2,2	2,3
850	*	*	2,9	2,8
900	*	*	*	*

* Microestruturas predominantemente compostas por martensita.

4 CONCLUSÕES

As temperaturas de deformação utilizadas foram determinantes para o tipo do mecanismo de refino de grão atuante. Para o aço C-Mn deformado na temperatura de 800°C , o mecanismo atuante foi a transformação da austenita em ferrita induzida por deformação (TAFID) e, em deformações nas temperaturas de 850 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 TAFID. A adição de Nb restringiu a ocorrência da RDA na temperatura de 850°C , favorecendo a

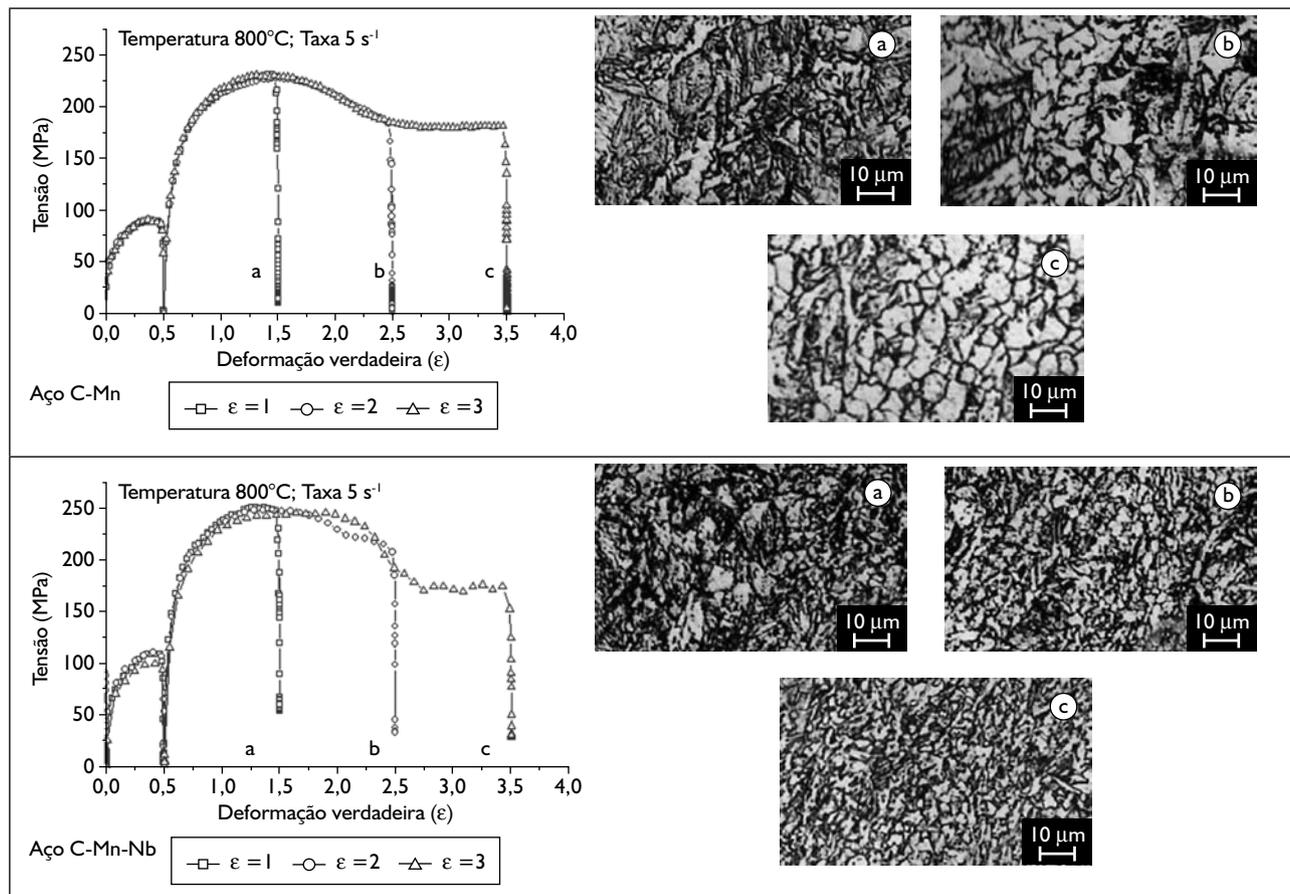


Figura 12. Curvas de escoamento e microestruturas obtidas em diferentes níveis de deformação em aços C-Mn e C-Mn-Nb. Ataque: nital 4%.

ocorrência da TAFID nessa temperatura. Porém, a 900°C, o mecanismo de refino foi a RDA.

A variação da taxa e da intensidade de deformação foi responsável por mudanças nas tensões e deformações críticas para a ocorrência dos mecanismos dinâmicos de refino de grão e pelo aumento da fração de ferrita induzida por deformação.

O tamanho médio dos grãos ferríticos resultantes da TAFID, visualizados após resfriamento rápido em água, para o aço C-Mn

deformado a 800°C com taxas de 1 s⁻¹ e de 5 s⁻¹, foi 3,8 μm. Para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C, o tamanho de grão ferrítico foi 2,2 μm, com taxa de 1 s⁻¹ e 2,3 μm, com taxa de 5 s⁻¹. As deformações desse aço a 850°C, com taxas de 1 s⁻¹ e de 5 s⁻¹, resultaram em tamanhos de grão de 2,9 μm e de 2,8 μm, respectivamente.

REFERÊNCIAS

- 1 SAKAI, T.; JONAS, J. J. Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations. **Acta Metallurgica**, v. 32, n. 2, p. 189-209, 1984.
- 2 PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. São Paulo: ABM, 1996. [Apostila]
- 3 CAHN, R. W. **Physical metallurgy**. Amsterdam: North-Holland, 1974.
- 4 HODGSON, P. D.; BELADI, H.; KELLY, G. L. The development of ultrafine grained steels through thermomechanical processing. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 44, n. 2, p. 179-186, 2005.
- 5 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.
- 6 HURLEY, P. J.; MUDDLE, B. C.; HODGSON, P. D. Nucleation sites for ultrafine ferrite produced by deformation of austenite during single-pass strip rolling. **Metallurgical and Materials Transactions**, v. 32A, p. 1507-1517, 2001.
- 7 SCHMITZ, A.; NEUTJENS, J.; HERMAN, J. C.; LEROY, V. New thermomechanical hot rolling schedule for the processing of high strength fine grained multiphase steels. In: MECHANICAL WORKING AND STEEL CONFERENCE, 40., 1998, Pittsburg. **Proceedings....** Pittsburg: Iron & Steel Society, 1998. p. 295-309.
- 8 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.
- 9 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.
- 10 MINTZ, B.; LEWIS, J.; JONAS, J. J. Importance of deformation induced ferrite and the factors which control its formation. **Materials Science and Technology**, v. 13, p. 379-388, 1997.

Recebido em: 13/12/06

Aceito em: 25/06/07

Proveniente de: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS, PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 43., Curitiba, 2006. São Paulo: ABM, 2006.