

EFEITOS DE PARÂMETROS TERMOMECÂNICOS NA OCORRÊNCIA DE MECANISMOS DINÂMICOS DE REFINO DE GRÃO EM AÇOS C-Mn E C-Mn-Nb¹

Jetson Lemos Ferreira²
Túlio Magno Füzessy de Melo³
Paulo Rangel Rios⁴

Resumo

Os parâmetros termomecânicos têm uma grande influência nos processos restaurativos dos aços e, conseqüentemente, na morfologia e tamanho dos grãos durante e após a deformação. Neste estudo foi avaliado o efeito da temperatura de deformação (800°C, 850°C e 900°C), da taxa de deformação ($1s^{-1}$ e $5s^{-1}$) e da quantidade 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). A adição de Nb atrasou a RDA na temperatura de 850°C, permitindo a ocorrência da TAFID nessa temperatura. Variações na taxa e na quantidade de deformação não promoveram modificação no tipo de mecanismo dinâmico de refino de grão atuante, entretanto, causaram alterações nas deformações críticas para ocorrência desses mecanismos e na fração dos constituintes obtida após o resfriamento em água.

Palavras-chave: Recristalização dinâmica; Transformação induzida por deformação; Refino de grão.

EFFECT OF THERMOMECHANICAL PARAMETERS ON THE OCCURRENCE OF DYNAMIC MECHANISMS OF GRAIN REFINEMENT IN C-Mn AND C-Mn-Nb STEELS

Abstract

The thermomechanical parameters have a great influence in the restoration processes of the steels and, consequently, in the grain morphology and size during and after deformation. 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). The dynamic recrystallization of austenite in 850°C was retarded by the Nb addition. This phenomenon allowed the occurrence of SIAFT in this steel. Variations in strain rate and amount of strain did not promote modification in the type of dynamic mechanism of grain refinement, but changed the critical strain to start DRA and SIAFT, and increased the fraction of the strain-induced transformed ferrite.

Key words: Dynamic recrystallization; Strain-induced transformation; Grain refinement.

¹ Contribuição Técnica ao 43º Seminário de Laminação da ABM – Curitiba, PR, 17 a 20 de outubro de 2006.

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

³ Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., 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

Quando os materiais cristalinos são deformados em temperaturas elevadas, o acúmulo de discordâncias é continuamente aniquilado por dois fenômenos restaurativos distintos.⁽¹⁾ Em materiais com alta energia de falha de empilhamento (EFE), como é o caso da ferrita, o fenômeno atuante é a recuperação dinâmica, que propicia a eliminação de pares de discordâncias e a formação de sub-grãos. A recuperação dinâmica promove uma completa compensação do endurecimento promovido por deformação (encruamento).⁽²⁾ Já nos materiais que apresentam baixa EFE, como é o caso da austenita, a densidade de discordâncias aumenta para níveis elevados com a deformação. Eventualmente, as diferenças locais de densidades de discordâncias são altas o bastante para permitir a nucleação de novos grãos durante a deformação.⁽²⁾ Essa nucleação durante a deformação promove a eliminação de um grande número de discordâncias por meio da migração de contornos de grão de alto ângulo, sendo denominada de recristalização dinâmica.⁽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.⁽²⁾ Na Figura 1 são mostrados gráficos comparando os fenômenos de encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, bem como as deformações ϵ_c e ϵ_p .

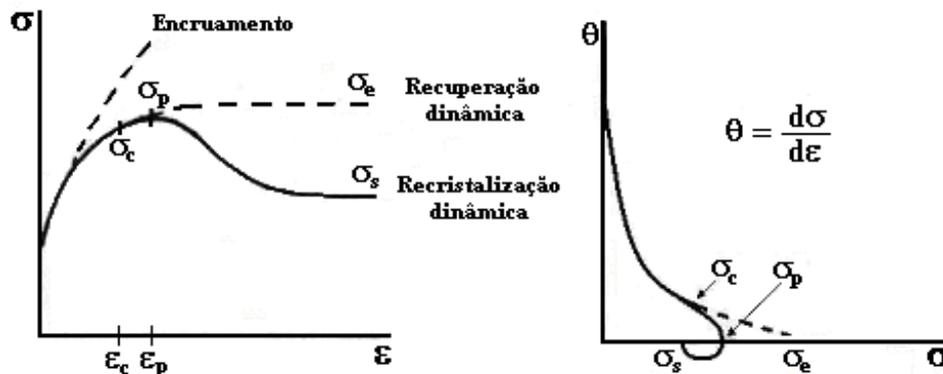


Figura 1. Curvas comparando os fenômenos de encruamento, de recuperação dinâmica e de recristalização dinâmica.⁽²⁾

A transformação da austenita em ferrita induzida por deformação (TAFID) é um outro mecanismo restaurativo 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 Ar_3 dos aços. 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.

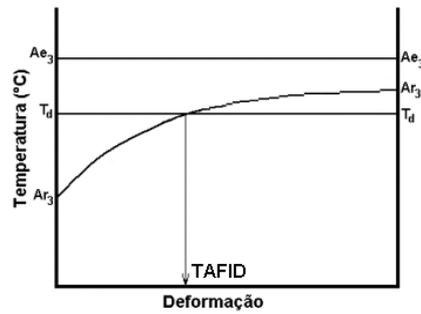


Figura 2. Representação da TAFID em condição de deformação isotérmica.⁽⁵⁾

Tanto na RDA quanto na TAFID a nucleação dinâmica de novos grãos isentos de deformação (austeníticos e ferríticos, 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, sob diferentes condições de reaquecimento e taxa de deformação, para um aço C-Mn.

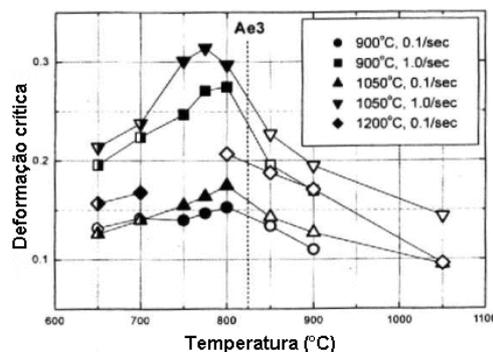


Figura 3. Alterações na deformação crítica para a TAFID (símbolos escuros) e RDA (símbolos claros), em função da temperatura para um aço C-Mn.⁽⁸⁾

Outra ferramenta importante no refino de grão durante a deformação a quente dos aços é a adição de elementos microligantes, 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 pode acarretar, por exemplo, em maior acúmulo de deformação entre passes na laminação. 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 nos contornos de transformação de fase, 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 |

A temperatura A_{r3} de cada aço foi determinada por dilatometria, com encharque a 900°C e resfriamento a $10^{\circ}\text{C s}^{-1}$, 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 .

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 1100°C , com quantidade e taxa de deformação verdadeira, respectivamente, de 0,5 e 5 s^{-1} . Já no segundo passe foram empregadas três temperaturas de deformação (T_d) (800°C , 850°C e 900°C), em duas taxas de deformação (1 s^{-1} e 5 s^{-1}) e em três condições de quantidade de deformação verdadeira (1, 2 e 3). O resfriamento após a deformação foi em água, com taxas da ordem de $1000^{\circ}\text{C s}^{-1}$. Na Figura 4 é mostrado, esquematicamente, o processamento termomecânico empregado.

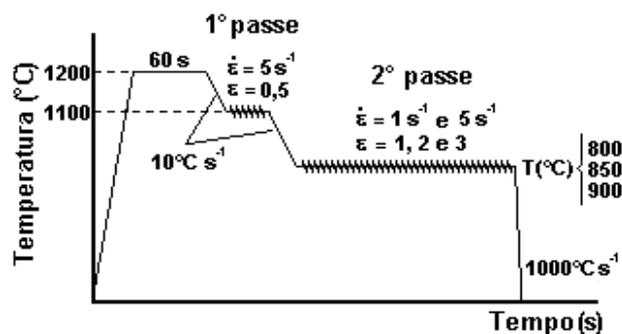


Figura 4. Representação do processamento termomecânico empregado.

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 linhas perpendiculares.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Efeito da Temperatura de Deformação

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.

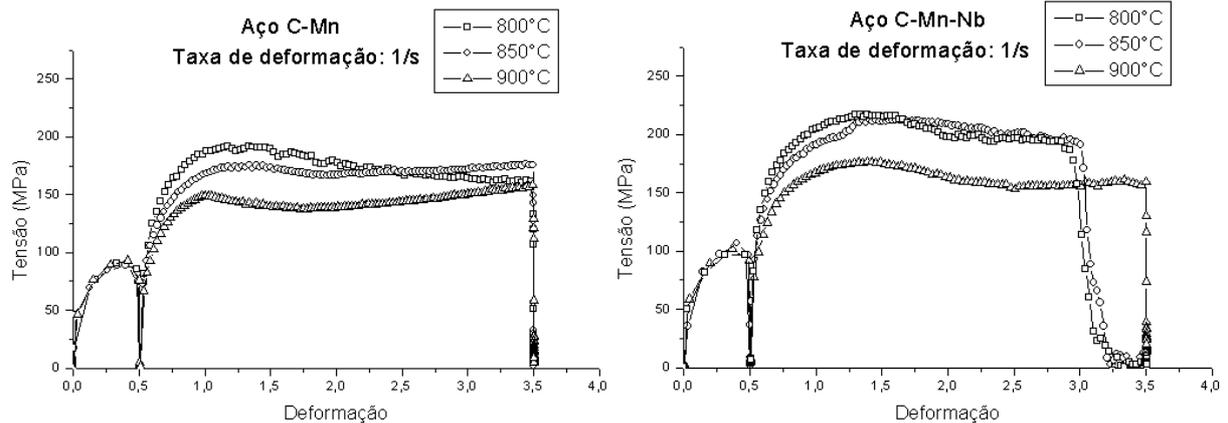


Figura 5. Curvas de escoamento dos aços em três temperaturas sob taxa de $1s^{-1}$.

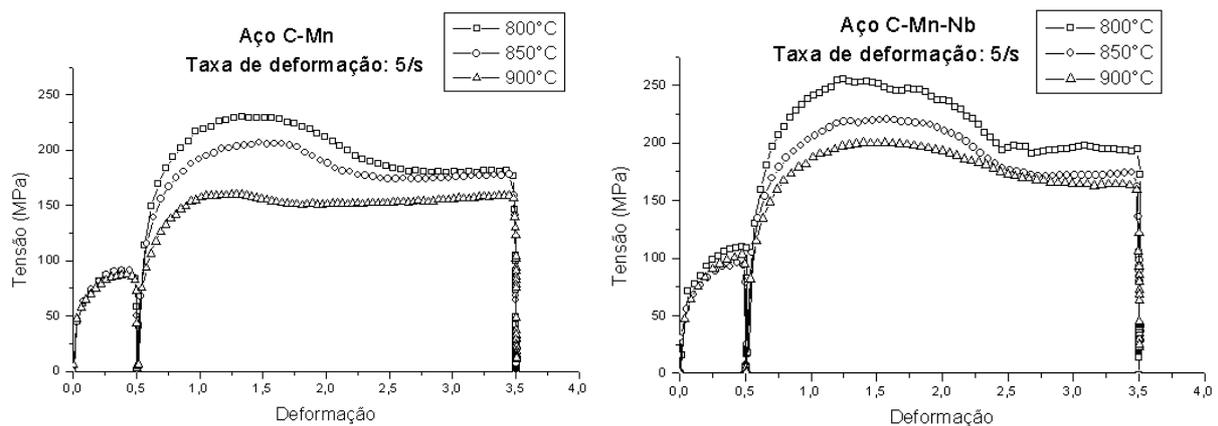


Figura 6. Curvas de escoamento dos aços em três temperaturas sob taxa de $5s^{-1}$.

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 $900^{\circ}C$ para $850^{\circ}C$, independentemente do aço analisado e da taxa empregada. Quando a temperatura passou para $800^{\circ}C$, 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.

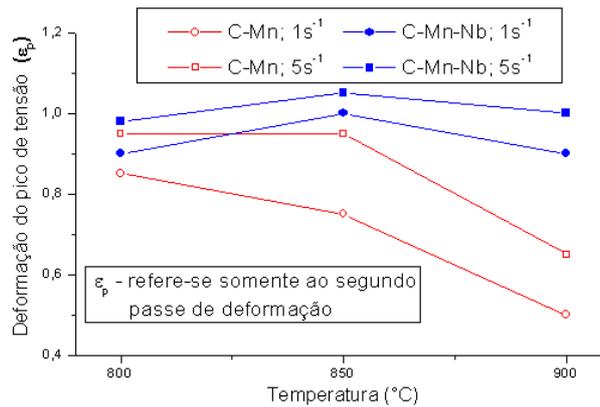


Figura 7. Efeito da variação da taxa de deformação e da temperatura em relação à deformação do pico de tensão para os aços C-Mn e C-Mn-Nb.

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.

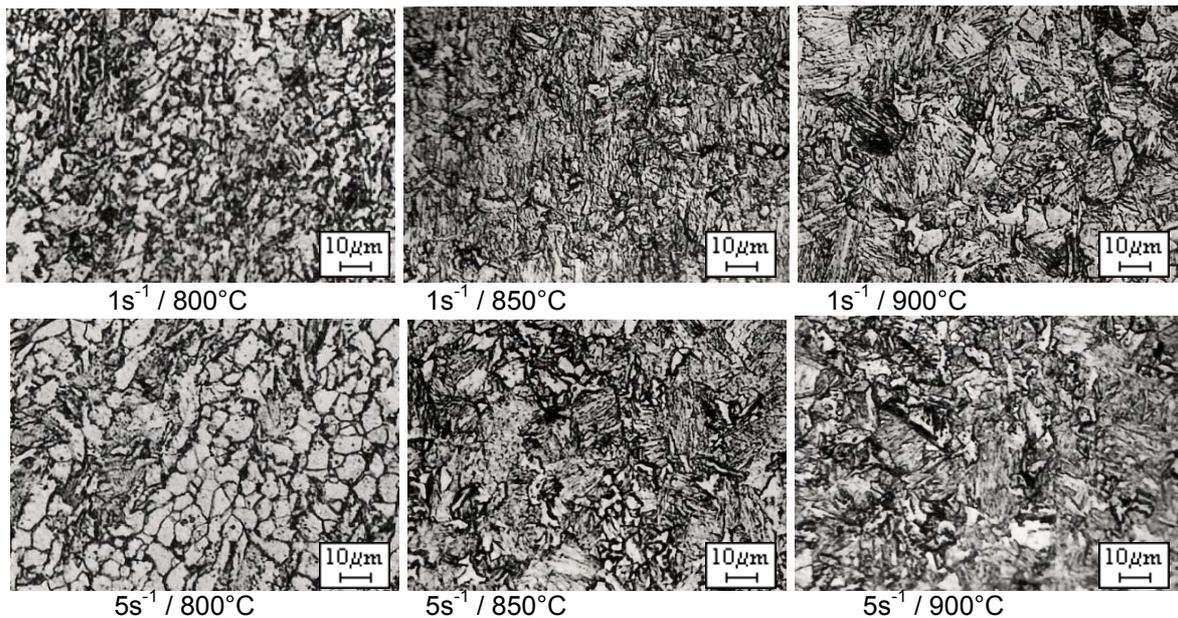


Figura 8. Microestruturas do aço C-Mn deformado sob taxas de $1s^{-1}$ e $5s^{-1}$, resfriado em água. Ataque: Nital 4%.

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 sob taxa de $1s^{-1}$ e por martensita sob taxa de $5s^{-1}$, Figura 9.

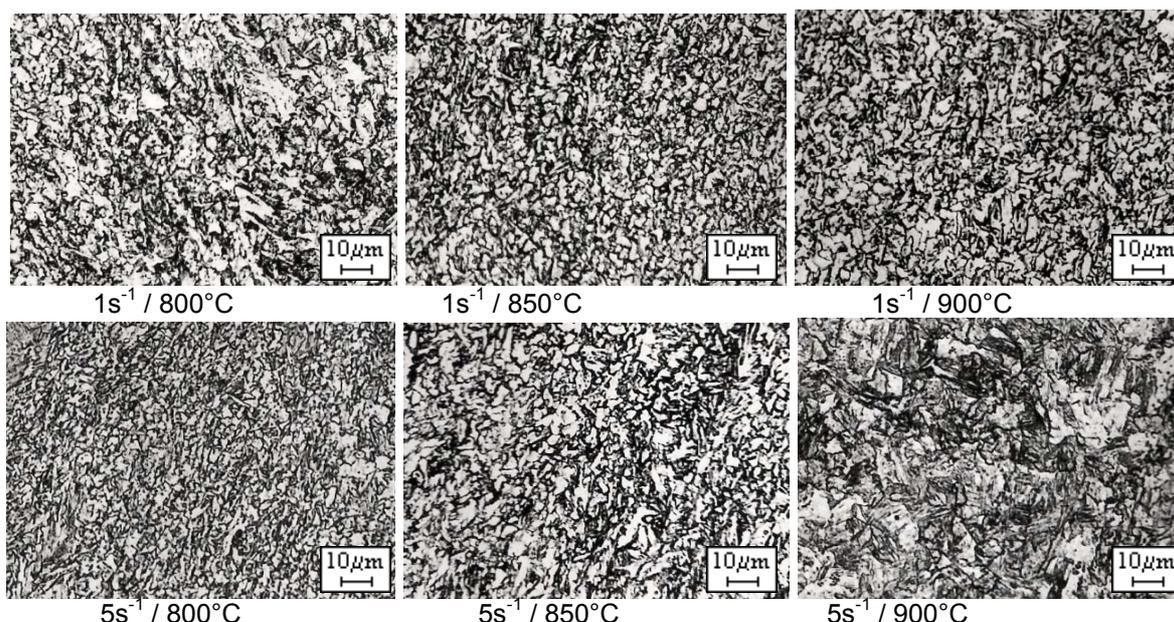


Figura 9. Microestruturas do aço C-Mn-Nb deformado sob taxas de $1s^{-1}$ e $5s^{-1}$, resfriado em água. Ataque: Nital 4%.

As microestruturas dos aços deformados a $800^{\circ}C$ sob taxa de $1s^{-1}$, vistas no MEV, são mostradas na Figura 10.

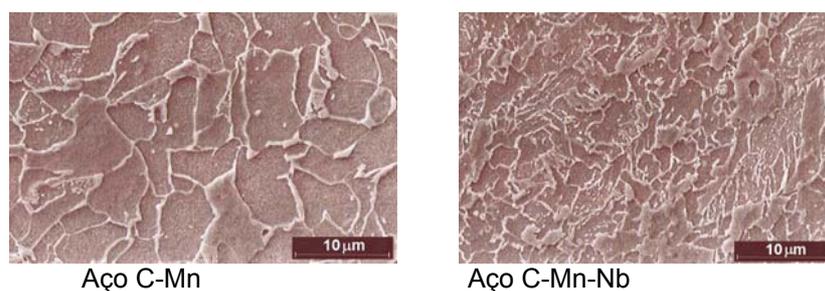


Figura 10. Microestruturas dos aços, vistas no MEV, após deformação a $800^{\circ}C$ com taxa de $1s^{-1}$ e resfriamento em água. Ataque: Nital 4%.

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 $800^{\circ}C$ e no aço C-Mn-Nb deformado a $800^{\circ}C$ e $850^{\circ}C$ foi a TAFID. Isso pode ser concluído em virtude da obtenção de ferrita na microestrutura após o resfriamento em água logo após a deformação. Nas temperaturas de deformação de $850^{\circ}C$ e $900^{\circ}C$ para o aço C-Mn e de $900^{\circ}C$ 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, indicando a ocorrência desse fenômeno. Na Figura 11 é mostrado o aspecto equiaxial dos grãos austeníticos imediatamente após a deformação.

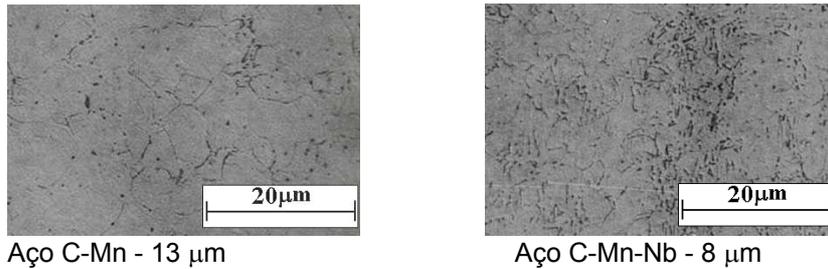


Figura 11. Estrutura austenítica dos aços C-Mn e C-Mn-Nb, após a deformação com taxa de $1s^{-1}$ a $900^{\circ}C$. Ataque: solução de ácido pícrico.

A ferrita observada na microestrutura do aço C-Mn-Nb deformado a $900^{\circ}C$, sob taxa de $1s^{-1}$ (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

O aço C-Mn-Nb quando deformado sob taxa de $1s^{-1}$, nas temperaturas de $800^{\circ}C$ e $850^{\circ}C$ e altas quantidade de deformação (>2) não suportou tais condições de deformação e 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 e co-autores⁽¹⁰⁾. Esses autores relataram que uma baixa taxa de deformação deteriora a ductilidade dos aços com transformação induzida por deformação. Isso ocorre pois a ferrita transformada dinamicamente encontra-se mais macia do que a austenita que a circunda, fazendo com que a deformação nela se concentre. Conforme a deformação vai se acentuando, os grãos de ferrita atingem seu limite de resistência, gerando os rompimentos.

A alteração da taxa de deformação de $1s^{-1}$ para $5s^{-1}$ foi responsável por aumento na tensão e também na deformação crítica dos mecanismos dinâmicos de refino de grão, como pode ser visto na Figura 7.

3.3 Efeito da Quantidade de Deformação

A utilização de maiores quantidades 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 quantidades de deformação.

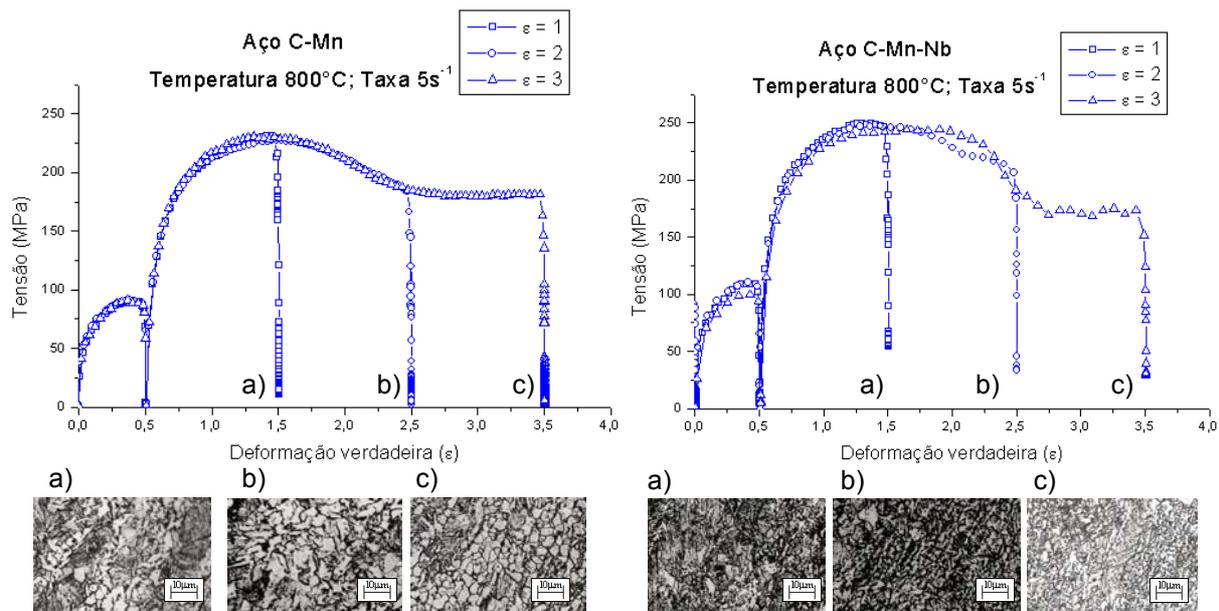


Figura 12. Curvas de escoamento e microestruturas obtidas em diferente níveis de deformação em aços C-Mn e C-Mn-Nb. Ataque: Nital 4%.

3.4 Tamanho de Grão

O tamanho de grão ferrítico médio dos aços resfriados em água é mostrado na Tabela 2. Verifica-se 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 tamanhos de grão médio ligeiramente maiores e a variação da taxa não apresentou efeito significativo.

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

| Temperatura ($^{\circ}\text{C}$) | C-Mn | | C-Mn-Nb | |
|------------------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| | Taxa 1s^{-1} | Taxa 5s^{-1} | Taxa 1s^{-1} | Taxa 5s^{-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°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 TAFID. A adição de Nb restringiu a ocorrência da RDA na temperatura de 850°C , favorecendo a ocorrência da TAFID nessa temperatura. Porém, a 900°C , o mecanismo de refino foi a RDA.

A variação da taxa e da quantidade 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 sob taxas de $1s^{-1}$ e de $5s^{-1}$, foi 3,8 μm . Para o aço C-Mn-Nb deformado a 800°C, o tamanho de grão ferrítico foi 2,2 μm , sob taxa de $1s^{-1}$ e 2,3 μm , sob taxa de $5s^{-1}$. As deformações desse aço a 850°C, sob taxas de $1s^{-1}$ e de $5s^{-1}$, 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. **ABM**, São Paulo, 1996.
- 3 CAHN, R. W. Physical Metallurgy. **North-Holland**, 2nd printing, 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. **40th MWSP Conf. Proc.**, ISS, p. 295-309, 1998.
- 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.