

# EFEITO DA ADIÇÃO DE Nb E Ti SOBRE OS AMACIAMENTOS DINÂMICO E ESTÁTICO DE UM AÇO MULTIFÁSICO DEFORMADO A QUENTE POR TORÇÃO<sup>1</sup>

Túlio Magno Füzessy de Melo<sup>2</sup>

## Resumo

O objetivo deste estudo foi avaliar o efeito da adição dos elementos Nb e Ti sobre o amaciamento de um aço multifásico durante e após a deformação sob condições similares às utilizadas na laminação de tiras a quente industrial. Foram utilizados 3 aços produzidos em escala piloto, todos com 0,15%C, sendo um sem adição de microligante, outro com 0,110%Ti e o terceiro com 0,082%Nb e 0,028%Ti. O amaciamento dinâmico foi avaliado pela deformação correspondente à tensão máxima nas curvas de escoamento obtidas em ensaios de torção, em máquina Gleeble, com deformação verdadeira de até 3,0. Para a análise do amaciamento estático, foram realizados ensaios em dois passes consecutivos, com deformações e velocidades iguais, a temperaturas entre 1000°C e 800°C e com o tempo entre os passes constante, igual a 5 s. A fração amaciada estaticamente entre os passes foi calculada através das curvas de escoamento obtidas. A adição de Nb e/ou Ti provocou um atraso nos amaciamentos tanto dinâmico quanto estático do aço avaliado, aumentando a deformação de pico e reduzindo a fração amaciada entre passes de deformação. Para ambos os mecanismos, a adição conjunta de Nb e Ti foi mais efetiva no atraso do amaciamento do que o uso apenas de Ti, provavelmente devido à precipitação de Nb(C,N) na faixa de temperaturas avaliada. Os resultados sugerem que, para esse aço, é possível acumular deformação e gerar recristalização dinâmica no início da laminação de acabamento de tiras a quente, o que pode resultar em redução do tamanho de grão do produto obtido.

**Palavras-chave:** Aços multifásicos; Amaciamento estático; Amaciamento dinâmico.

## THE EFFECT OF Nb AND Ti ADDITIONS ON THE STATIC AND DYNAMIC SOFTENING OF A MULTIPHASE STEEL DEFORMED BY HOT TORSION

### Abstract

The objective of this study was to analyze the effect of Nb and Ti additions on the softening behavior of a multiphase steel during and after deformation under conditions similar to those applied in the industrial hot strip rolling. Three steels were produced in pilot scale with a carbon content of 0,15 wt.%, one with no microalloying, another one with 0,110%Ti and the third one with 0,082%Nb and 0,028%Ti. The dynamic softening was evaluated by the deformation at maximum stress on flow curves obtained through torsion tests on a Gleeble machine with true strain up to 3,0. For the analysis of static softening, double hit tests were performed with constant strain, strain rate and time between deformations, at temperatures from 1000°C to 800°C. The static softening fraction between deformations was measured using the obtained flow curves. The addition of Nb and/or Ti resulted in a delay in the static as well as in the dynamic softening of the steel, increasing the strain at peak stress and reducing the softening fraction between deformations. For both mechanisms the simultaneous addition of Nb and Ti was more effective in delaying softening than the single use of Ti, probably due to precipitation of Nb(C,N) in the temperature range evaluated. The results suggest that it is possible for this steel to accumulate deformation and start dynamic recrystallization at the first stands of the hot strip finishing mill, which can be used for the production of a finer grained product.

**Key-words:** Multiphase steels; Static softening; Dynamic softening.

<sup>1</sup> *Contribuição Técnica ao 43º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM – Curitiba, PR, 17 a 20 de outubro de 2006.*

<sup>2</sup> *Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.*

## 1 INTRODUÇÃO

A necessidade de redução do consumo de combustíveis e da emissão de poluentes por parte dos automóveis tem forçado os fabricantes a adotar diferentes soluções para o projeto e a construção dos seus novos modelos de veículos. Uma das medidas mais efetivas, nesse sentido, é a ampla utilização de aços de alta resistência, que permite uma redução da espessura das chapas empregadas, sem prejuízo da segurança dos passageiros na eventualidade de uma colisão. Dentre esses aços, os mais avançados possuem microestruturas complexas, contendo quantidades bem determinadas de diversos microconstituintes, razão pela qual são conhecidos genericamente como aços multifásicos.<sup>(1,2)</sup> Além do controle do tipo, quantidade e distribuição de microconstituintes, os aços multifásicos podem usar outros mecanismos para aumento adicional da resistência, tais como o refino de grãos.

A produção de aços na condição de tiras laminadas a quente envolve uma etapa inicial de desbaste, a alta temperatura, onde os grãos de austenita sofrem sucessivos ciclos de deformação e recristalização estática, com redução contínua de tamanho. A etapa final do processo, chamada de acabamento, é realizada em um trem contínuo composto geralmente de 6 ou 7 cadeiras de laminação. De maneira geral, na faixa de temperaturas correspondente a essa etapa, os intervalos de tempo decorridos entre as deformações aplicadas nas diversas cadeiras são suficientes para permitir um amaciamento estático significativo da microestrutura, com um pequeno refino de grão após cada cadeira. Nesse caso, não se conseguem grãos menores que cerca de 10  $\mu\text{m}$ .<sup>(3,4)</sup> Grãos mais finos podem ser produzidos, se o amaciamento estático entre as primeiras cadeiras for restringido, o que provoca um contínuo acúmulo de deformação e o conseqüente início da recristalização dinâmica. Através desse mecanismo, tem sido possível produzir tiras de aços de alta resistência laminadas a quente com grãos menores que 5  $\mu\text{m}$ .<sup>(5,6)</sup>

Adições de pequenos teores de elementos tais como o Ti e o Nb reduzem a mobilidade dos contornos de grão e promovem um atraso no amaciamento estático dos aços C-Mn. Eles atuam tanto dissolvidos quanto na forma de precipitados, combinados com o C e o N, condição em que são mais efetivos.<sup>(3,7)</sup> Frequentemente se usa apenas o Ti, como elemento de microliga em aços de alta resistência laminados a quente, com o objetivo principal de se evitar um crescimento excessivo dos grãos a altas temperaturas. Nesse caso, a quantidade desse elemento disponível para atuar no atraso da recristalização estática varia em função da fração que for retirada de solução por N e S, ainda na fase líquida. Por outro lado, o Nb mantém-se dissolvido na austenita e permanece, então, totalmente disponível para a precipitação e o bloqueio dos contornos de grãos em temperaturas mais baixas.<sup>(3)</sup>

Assim, um controle efetivo do tamanho de grão da austenita ao longo de todo o processo de laminação a quente pode ser feito através da adição simultânea de Ti e Nb, já que o primeiro é mais efetivo nas etapas de reaquecimento e desbaste, enquanto o segundo atua mais na fase de acabamento. Além disso, essa adição combinada poderia também facilitar o acúmulo de deformação nos últimos passes, criando as condições necessárias para a recristalização dinâmica, com um refino adicional nos grãos austeníticos e um aumento na resistência do aço. O objetivo deste estudo, portanto, é avaliar o efeito da adição de Ti, sozinho ou em combinação com o Nb, sobre o amaciamento de um aço multifásico durante e após a deformação, sob condições correspondentes à laminação industrial de acabamento de tiras a quente.

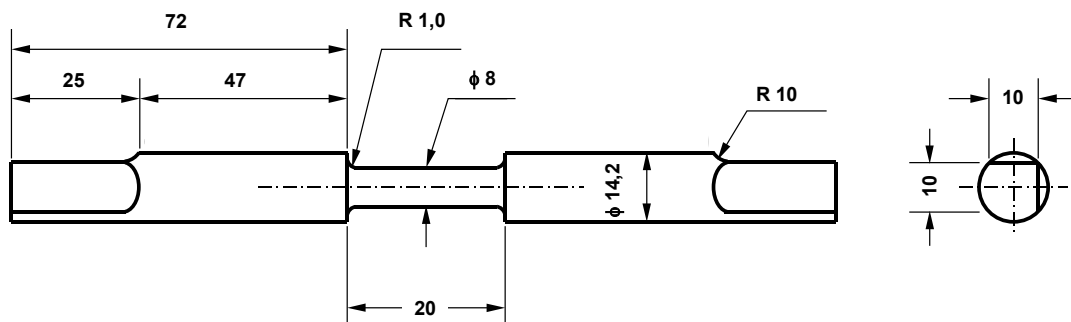
## 2 PARTE EXPERIMENTAL

Foram utilizados três aços, preparados em escala piloto como lingotes de 50 kg, com as composições químicas mostradas na Tabela 1. O primeiro aço, chamado aqui de C-Mn, foi tomado como base de comparação com os outros dois, não contendo adição de Ti ou Nb. O segundo aço, chamado de Ti, conteve 0,110% desse elemento. No terceiro aço (denominado aqui Ti-Nb), parte do Ti foi substituída por Nb, como mostrado na Tabela 1. Os teores dos outros elementos foram os mesmos para os três aços.

**Tabela 1.** Composição química dos aços utilizados no estudo (% de massa).

Material	C	Mn	Nb	Ti
C-Mn	0,15	1,90	—	—
Ti			—	0,110
Ti-Nb			0,082	0,028

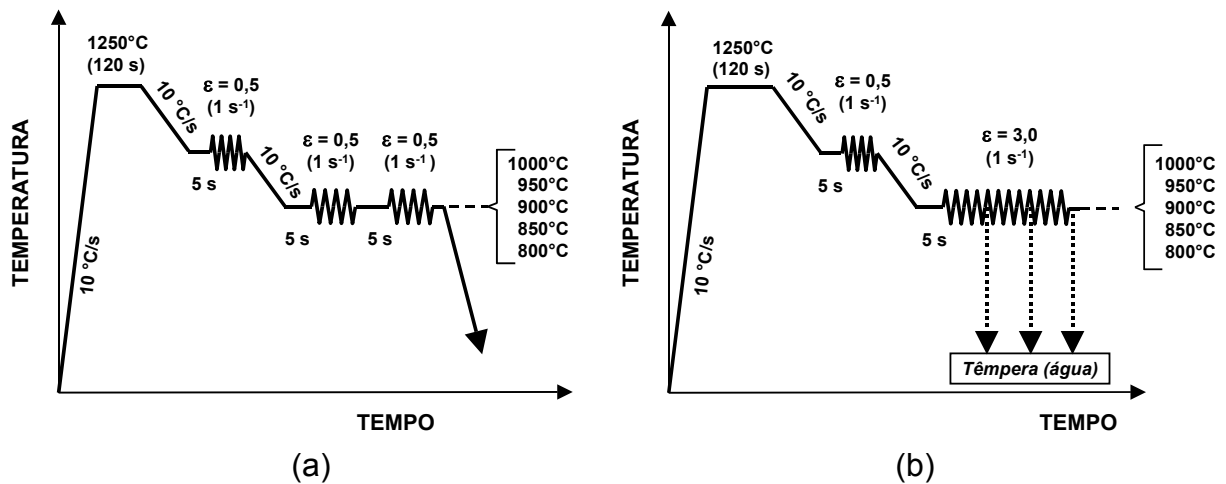
A partir dos lingotes foram laminadas chapas de espessura de 30 mm, em escala piloto, resfriadas em água logo após a laminação. Dessas chapas foram usinados corpos-de-prova para ensaios de torção, com a geometria mostrada na Figura 1, alinhados transversalmente à direção de laminação.



**Figura 1.** Geometria dos corpos-de-prova de torção utilizados neste estudo.

Os ensaios de torção foram realizados na máquina Gleeble do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas. Em todos os ensaios, os corpos-de-prova foram reaquecidos até 1250°C, a uma velocidade de 10°C/s, permanecendo nessa temperatura durante 2 minutos. Em seguida, eles foram resfriados até 1100°C, a uma velocidade de 10°C/s e, após 5 s de permanência nessa temperatura, receberam um passe de torção com deformação verdadeira igual a 0,5 e taxa de deformação de 1 s<sup>-1</sup>, com o objetivo de reduzir o tamanho de grão austenítico e padronizar a microestrutura inicial. A partir daí, os ensaios foram divididos em dois grupos: ensaios de amaciamento estático e ensaios de amaciamento dinâmico.

Conforme mostrado na Figura 2 (a), no primeiro grupo de ensaios, após o passe a 1100°C, os corpos-de-prova foram novamente resfriados, com velocidade constante de 10°C/s, até uma temperatura entre 1000°C e 800°C. Após um intervalo de 5 s para estabilização da temperatura, foram aplicados dois passes de torção, com deformação verdadeira igual a 0,5 e taxa de deformação de 1,0 s<sup>-1</sup>. O intervalo de tempo entre os dois passes foi mantido em 5 s.



**Figura 2.** Representação esquemática dos ensaios de torção realizados para análise de (a) amaciamento estático e (b) amaciamento dinâmico.

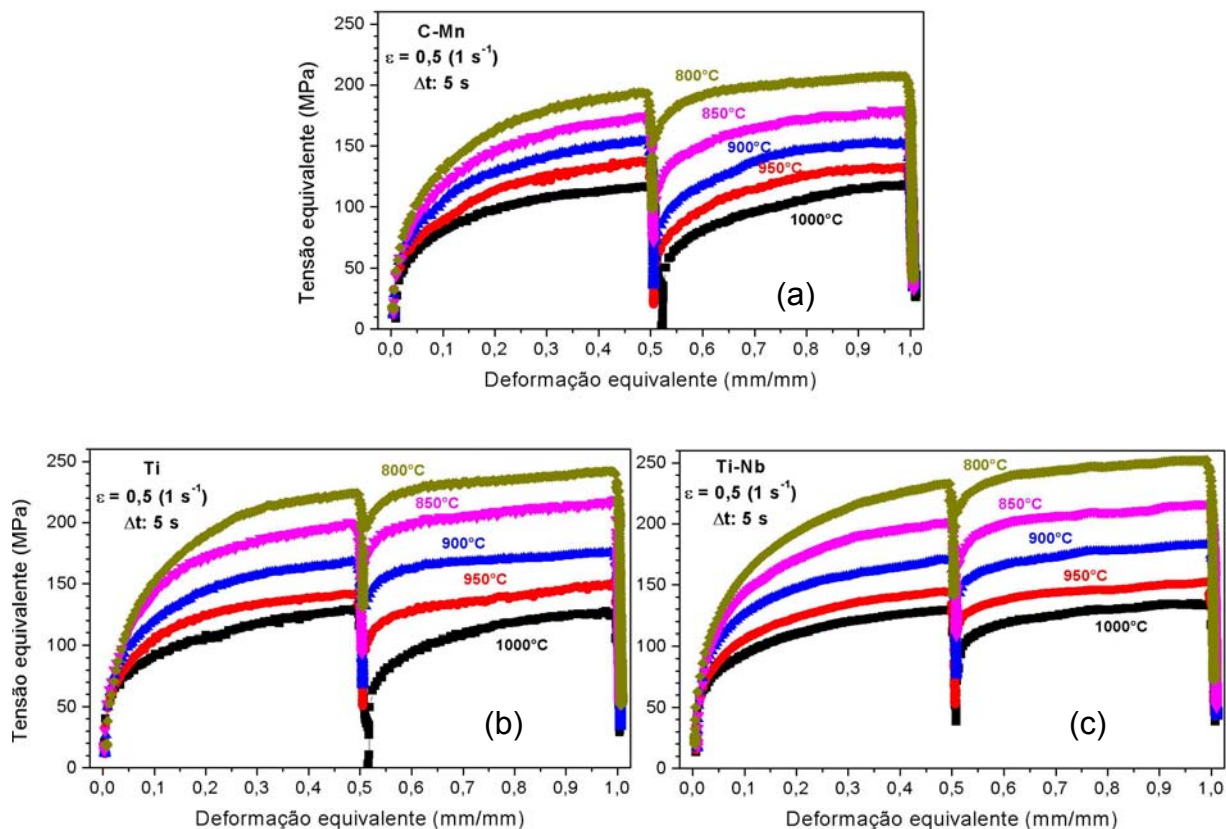
No segundo grupo de ensaios, para análise do amaciamento dinâmico, as condições iniciais de aquecimento, encharque, resfriamento e deformação inicial a 1100°C foram as mesmas do primeiro grupo, Figura 2 (b). Nesse grupo, porém, após atingida e estabilizada a temperatura entre 1000°C e 800°C, foi aplicado apenas um passe de torção, com deformação equivalente igual a 3,0 e taxa de deformação de 1,0 s<sup>-1</sup>. Em alguns corpos-de-prova, esse passe foi interrompido em pontos determinados (deformações de 1,0 ou 2,0 ou 3,0), seguindo-se um resfriamento rápido com água, para análise da evolução microestrutural ao longo da deformação. Nesses casos, a microestrutura foi observada, por microscopia óptica, após ataque para revelação dos contornos de grão da austenita.

Em todos os ensaios realizados, a tensão e a deformação equivalentes foram calculadas usando equações bem estabelecidas, descritas na literatura<sup>(4)</sup>. O amaciamento estático foi calculado segundo o método da tensão média, usando como referência, para o segundo passe, as curvas contínuas obtidas nos ensaios para análise do amaciamento dinâmico.<sup>(4,7)</sup>

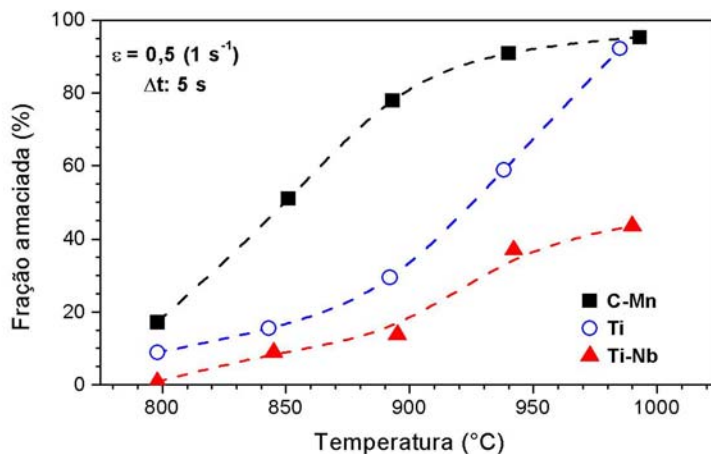
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Amaciamento Estático

A Figura 3 mostra as curvas de escoamento obtidas nos ensaios de dupla deformação, para os aços avaliados, nas temperaturas de ensaio utilizadas. Os três aços apresentaram o mesmo tipo de comportamento, com um amaciamento entre passes decrescente à medida que se diminuiu a temperatura de deformação. Contudo, quando se comparam as frações amaciadas, calculadas a partir das curvas de escoamento para cada temperatura, verificam-se resultados distintos para cada um dos aços, como mostrado na Figura 4. Para todas as temperaturas testadas, o aço sem adição de microligante (C-Mn) sempre apresentou maiores frações amaciadas que os outros dois, sendo o aço com adição conjunta de Ti e Nb (Ti-Nb) o que apresentou as menores frações amaciadas. Para o aço com adição apenas de Ti, os valores foram intermediários em relação aos outros dois aços, para toda a faixa de temperaturas investigada.



**Figura 3.** Curvas de escoamento obtidas nos ensaios de dupla deformação, para os aços e as temperaturas avaliados neste estudo.



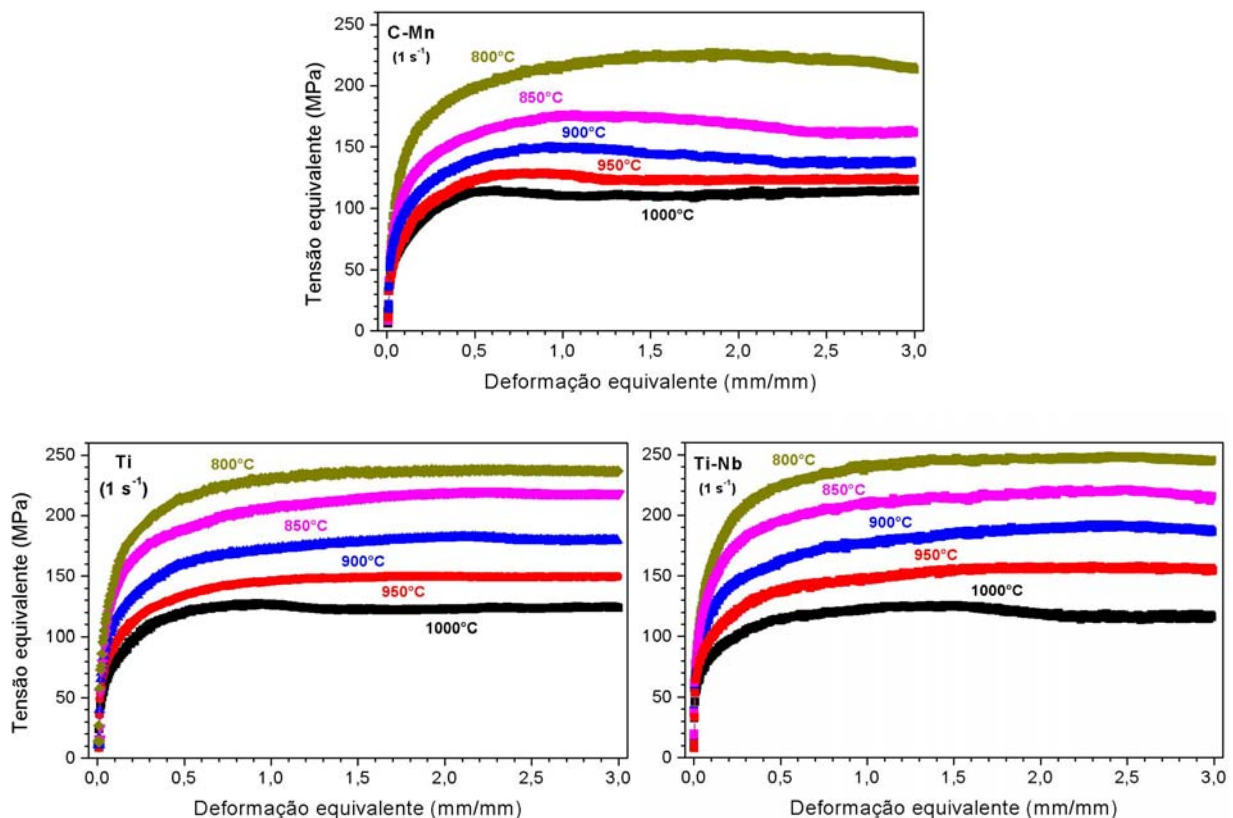
**Figura 4.** Fração amaciada em 5 s entre dois passes de torção iguais, em função da temperatura de deformação, para os aços avaliados neste estudo.

As diferenças observadas podem ser atribuídas principalmente ao estado em que cada elemento de microliga se encontra no aço, em uma dada temperatura. No aço apenas com Ti, parte desse elemento precipita como nitretos e sulfetos grosseiros, na fase líquida, e o restante fica em solução sólida até temperaturas abaixo de 900°C. Por outro lado, como o Nb só precipita por volta de 1000°C, na forma de carbonitretos finos, seu efeito no atraso do amaciamento estático é maior do que o do Ti, na faixa de temperaturas avaliada.<sup>(3,4,7)</sup>

Nessa etapa, os ensaios foram realizados com deformação equivalente (0,5) correspondente a valores típicos aplicados na primeira cadeira do trem acabador da laminação de tiras a quente. Também o tempo entre passes usado (5 s) é similar àquele entre a primeira e a segunda cadeiras da laminação industrial.<sup>(2)</sup> De acordo com os resultados obtidos, Figura 4, para que seja preservada uma parte significativa da deformação aplicada na primeira cadeira, com um amaciamento máximo da ordem de 20%, a temperatura de entrada no trem acabador, para os aços C-Mn, Ti e Ti-Nb, deve ser menor que cerca de 800°C, 850°C e 900°C, respectivamente. Como a queda de temperatura durante o acabamento é da ordem de 100°C, geralmente procura-se usar temperaturas de entrada maiores que 900°C, para evitar uma transformação de fases durante a laminação, que afetaria o controle do processo e a homogeneidade microestrutural do produto. Assim, apenas para o aço Ti-Nb seria possível acumular uma quantidade significativa de deformação, logo na entrada do trem acabador, em uma laminação de acabamento realizável em escala industrial.

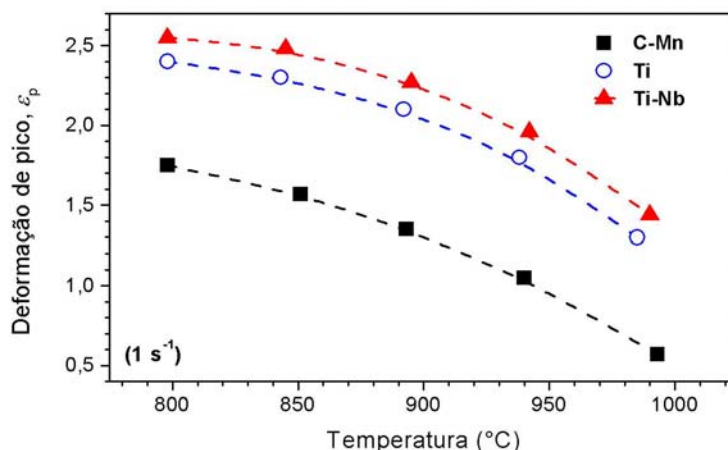
### 3.2 Amaciamento dinâmico

As curvas de escoamento obtidas nos ensaios de torção realizados nessa etapa são mostradas na Figura 5. Todas as curvas apresentam o mesmo aspecto, também observado em outros estudos<sup>(2,5,7)</sup>, com um encruamento inicial, seguido de um pico e uma queda de tensão. Em alguns casos, a tensão tende para um patamar, após o pico e a queda, como no aço C-Mn em temperaturas entre 1000°C e 850°C. Para os outros dois aços, só foi possível atingir esse patamar, com a deformação total aplicada ( $\epsilon = 3,0$ ), na temperatura de 1000°C.



**Figura 5.** Curvas de escoamento obtidas nos ensaios de deformação contínua, para os aços e as temperaturas avaliados neste estudo.

A existência de um pico de tensão, em uma curva contínua de escoamento, indica a ocorrência de recristalização dinâmica, e a magnitude da deformação correspondente a esse pico está associada à dificuldade para que a recristalização tenha início.<sup>(3,5)</sup> Os valores das deformações de pico medidas nas curvas da Figura 5 são apresentados na Figura 6, em função da temperatura de cada ensaio. Para os três aços avaliados, à medida que a temperatura de deformação diminui, a deformação de pico cresce, e fica mais difícil o início da recristalização dinâmica.



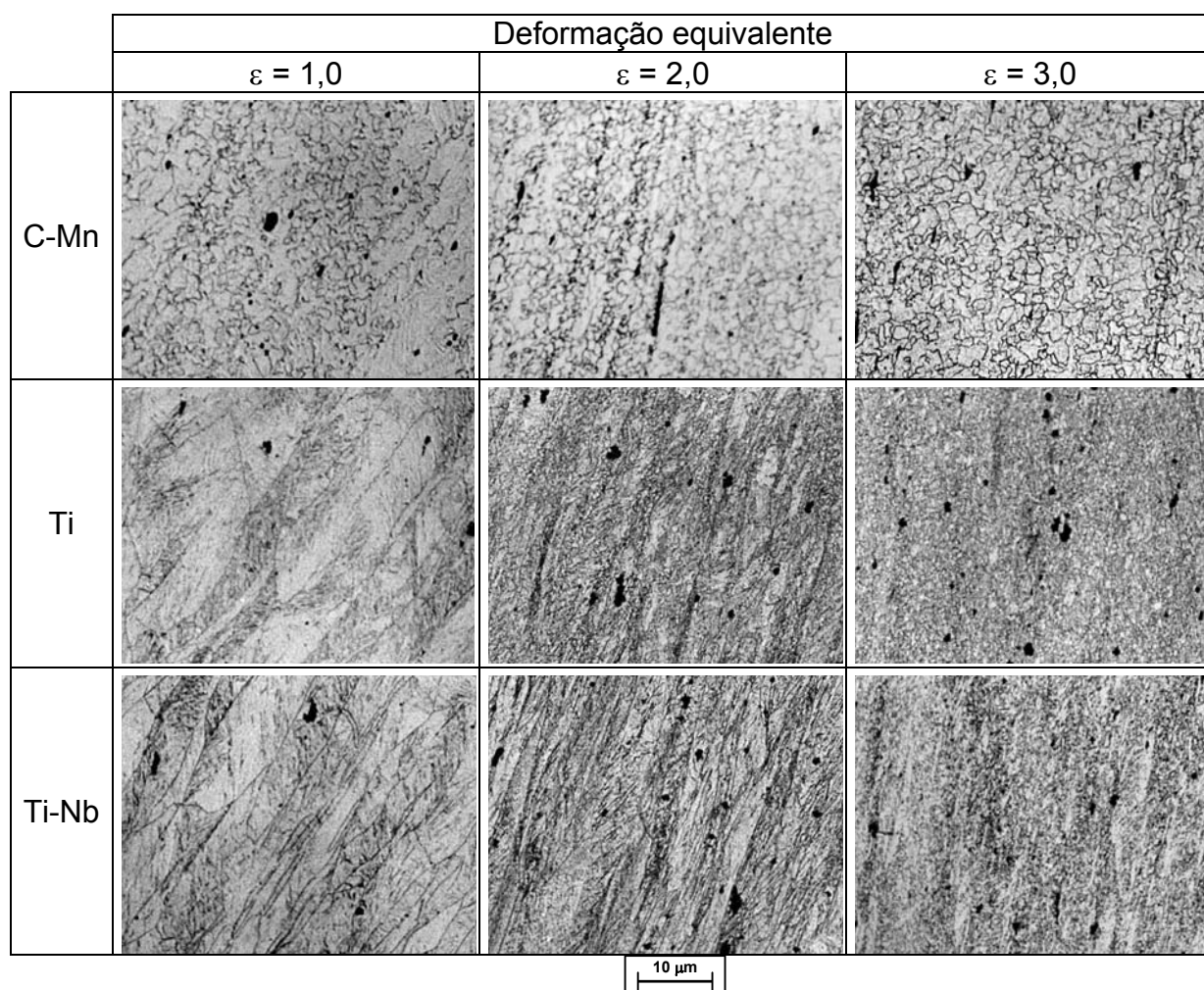
**Figura 6.** Deformação correspondente ao pico de tensão nas curvas da Figura 5, em função da temperatura de deformação, para os aços avaliados.

Verifica-se, na Figura 6, que o aço C-Mn tem a menor deformação de pico para cada temperatura, seguindo-se o aço apenas com Ti e, finalmente, o aço com Ti e Nb. Isso mostra que a adição de microliga provocou um atraso na recristalização dinâmica do aço C-Mn analisado, exigindo deformações maiores para o seu início. Também fica claro que a adição conjunta de Ti e Nb provoca uma pequena elevação da deformação de pico em relação à adição apenas de Ti, mesmo mantendo-se a soma dos teores totais de microliga, como nos aços aqui testados. Esse efeito, como no caso do amaciamento estático, está associado à presença de precipitados finos de Nb nessa faixa de temperaturas, mais efetivos no bloqueio dos contornos de grãos do que o Ti precipitado ainda na fase líquida.

A deformação verdadeira total aplicada durante a laminação de acabamento de um esboço com espessura de 30 mm até uma espessura de 2,5 mm seria igual a cerca de 2,5. Essas espessuras, e portanto a deformação resultante, podem ser consideradas típicas na laminação de tiras a quente de aços de alta resistência<sup>(2)</sup>. De acordo com os resultados mostrados na Figura 6, para os dois aços microligados avaliados neste estudo, se a temperatura de entrada for menor que cerca de 850°C, será praticamente impossível a ocorrência da recristalização dinâmica no trem acabador, devido ao valor elevado da deformação crítica envolvida. Por outro lado, se forem usadas temperaturas um pouco mais altas, a recristalização dinâmica pode ocorrer, desde que haja um acúmulo de deformação ao longo dos passes. Como discutido na seção anterior, isso seria possível especialmente para o aço com adição de Ti e Nb, no qual se observou um baixo amaciamento entre os passes, especialmente para temperaturas menores que 900°C. No aço C-Mn, sem adição de microligantes, as altas frações amaciadas entre passes não permitiriam o acúmulo de deformação necessário para disparar o processo dinâmico de recristalização, apesar de serem mais baixos os valores críticos de deformação a serem atingidos.

### 3.3 Evolução Microestrutural

O aspecto dos grãos de austenita ao longo dos passes contínuos de torção está ilustrado na Figura 7, para os aços deformados a 900°C. No aço C-Mn, a recristalização dinâmica já está bastante adiantada para a deformação de 1,0 e praticamente não há mais grãos deformados a partir de 2,0. Nos aços microligados, os primeiros sinais de recristalização só aparecem em torno de 2,0 e só no final do passe ( $\epsilon = 3,0$ ) é que a quantidade de grãos não recristalizados é pequena. No aço com adição de Ti e Nb, ao contrário do aço apenas com Ti, no final do passe ainda há grãos não recristalizados, confirmando o que se observou nas Figuras 5 e 6.



**Figura 7.** Evolução dos grãos de austenita ao longo da deformação contínua por torção a 900°C, para os aços avaliados neste estudo.

A Figura 7 mostra que a adição de Ti ou Ti-Nb ao aço C-Mn provocou um forte refino nos grãos recristalizados, como se vê nas micrografias relativas ao final da deformação ( $\epsilon = 3,0$ ). Enquanto os grãos recristalizados do C-Mn medem cerca de 5  $\mu\text{m}$ , o tamanho dos grãos para os outros dois aços é menor que cerca de 1  $\mu\text{m}$ , não sendo possível observar diferenças entre eles por microscopia óptica. Como essas microestruturas correspondem a um resfriamento rápido logo após a deformação, na laminação industrial os grãos devem ser um pouco maiores, devido



a um crescimento durante o resfriamento mais lento na mesa de saída do laminador e após o bobinamento.

#### 4 CONCLUSÕES

A adição de Nb e/ou Ti dificultou o amaciamento tanto dinâmico quanto estático de um aço C-Mn deformado por torção em temperaturas entre 800°C e 1000°C. Observou-se um aumento no valor da deformação de pico de tensão, em ensaios de um único passe, além da redução da fração amaciada entre dois passes de torção consecutivos. Para ambos os mecanismos de amaciamento, a adição conjunta de Nb e Ti foi mais efetiva no atraso da recristalização do que o uso apenas de Ti, provavelmente devido à precipitação de Nb(C,N) na faixa de temperaturas avaliada. A adição de Nb e/ou Ti também provocou uma redução significativa no tamanho dos grãos recristalizados em relação ao aço C-Mn. Os resultados sugerem que, especialmente para o aço contendo Ti e Nb, é possível acumular deformação no início da laminação de acabamento de tiras a quente e disparar o processo de recristalização dinâmica, o que pode resultar em grãos bastante finos e um conseqüente ganho de resistência no produto final.

#### REFERÊNCIAS

- 1 DREWES, E.J.; ENGL, B.; KRUSE, J. Höherfeste Stähle – heute und morgen. Stahl und Eisen, 119 (1999) No. 5, p. 115–122.
- 2 SCHMITZ, A.; NEUTJENS, J.; HERMAN, J.; LEROY, V. New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for the Processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels. 40<sup>th</sup> MWSP Conf. Proc., ISS, 1998, p. 295–309.
- 3 TAMURA, I.; SEKINE, H.; TANAKA, T.; OUCHI, C. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, Butterworths, London, 1988.
- 4 LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. Recrystallization of Austenite after Deformation at High Temperatures and Strain Rates – Analysis and Modelling, Metallurgical Transactions, vol. 22A, 1991, p. 151–160.
- 5 SAMUEL, F. H.; YUE, S.; JONAS, J. J.; BARNES, K. R. Effect of Dynamic Recrystallization on Microstructural Evolution during Strip Rolling, Trans. ISIJ, vol. 30, 1990, p. 216–225.
- 6 KASPAR, R.; DISTL, J. S.; PAWELSKI, O. Extreme Austenite Grain Refinement Due to Dynamic Recrystallization. Steel Research, vol. 59, 1988, p. 421–425.
- 7 ROUCOULES, C.; YUE, S.; JONAS, J. J. Effect of Alloying Elements on Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels, Metall. Trans., vol. 26A., 1995, p. 181–190.