

CÁLCULO DA TEMPERATURA DE NÃO-RECRISTALIZAÇÃO PARA AÇOS MICROLIGADOS, EM FUNÇÃO DA INTERAÇÃO ENTRE A PRECIPITAÇÃO E RECRISTALIZAÇÃO DA AUSTENITA¹

Antonio Augusto Gorni

Eng. de Materiais, M. Eng.,
Pesquisador da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA
E-Mail: agorni@iron.com.br

RESUMO

Já faz algumas décadas que a laminação controlada de aços microligados é praticada industrialmente com grande sucesso. Este tratamento termomecânico basicamente toma partido da supressão na recristalização da austenita entre os passes de deformação a quente que ocorre sob temperaturas relativamente baixas. Esse fenômeno metalúrgico diminui significativamente o tamanho de grão da austenita, que dá origem a uma microestrutura ferrítica final igualmente refinada, elevando sobremaneira a tenacidade do produto final. Contudo, este processo também é caracterizado por apresentar uma faixa proibida de temperaturas onde não pode ocorrer laminação. Ela corresponde à região onde a recristalização da austenita entre passes é incompleta, o que gera microestruturas com tamanhos de grão heterogêneos, comprometendo a tenacidade do produto final. Este trabalho compara dois modelos matemáticos para o cálculo dessa faixa de temperaturas: o de Boratto, em função da composição química do aço, e o de Dutta-Sellars, em função do teor de Nb da liga e dos parâmetros de conformação a quente. A análise das temperaturas calculadas a partir desses dois modelos com os resultados experimentais obtidos a partir de ensaios de torção a quente demonstrou que a precisão de ambos os modelos são praticamente equivalentes.

ABSTRACT

The controlled rolling of microalloyed steels is being carried out with great success for some decades. This thermomechanical treatment basically takes advantage from the austenite recrystallization suppression which occurs under relatively low temperatures. This metallurgical effect significantly decreases the austenitic grain size, which produces an equally refined ferritic microstructure and increases product toughness. However, this process also shows a forbidden temperature zone, where no rolling can be performed. Under these temperatures austenite undergo partial recrystallization, leading to a final microstructure with heterogeneous grain size, which severely imparts product toughness. This paper shows a comparison between two mathematical models for the calculation of such temperature zone: Boratto, which uses the chemical composition as input parameter, and Dutta-Sellars, which uses Nb content and parameters of the hot rolling process. Errors observed between measured and calculated values were practically similar for both models.

¹ Publicado na REM – Revista Escola de Minas, 52:1, Janeiro-Março 1999, 21-25.

INTRODUÇÃO

A execução correta da laminação controlada de aços microligados requer o conhecimento prévio de suas temperaturas críticas. Entre elas se encontram suas **temperaturas de não-recristalização**, que delimitam o intervalo em que a austenita apresenta recristalização incompleta entre passes.

O limite superior dessa faixa é a chamada T_{nr} ou $T_{95\%}$, a temperatura onde 95% de recristalização da austenita ocorre antes que seja interrompida pelo início da precipitação de carbonitretos de elementos de liga. Ou seja, durante o resfriamento do esboço que está sendo laminado, esta é a temperatura a partir da qual a recristalização da austenita passa a não ser total entre os passes de deformação.

Já seu limite inferior é $T_{5\%}$, temperatura sob a qual apenas 5% da austenita se recristaliza antes da precipitação. Abaixo desta temperatura a austenita já não sofre nenhuma recristalização significativa entre os passes de laminação.

Essas duas temperaturas delimitam uma região onde o esboço que está sendo laminado a quente não pode ser deformado, sob pena de apresentar microestrutura com tamanho de grão heterogêneo. Esta característica decorre da falta de controle do grau de recristalização que ocorre entre passes. A falta de uniformidade no tamanho de grão do material pode prejudicar a tenacidade do produto, tornando-o inadequado para as aplicações a que se destina.

Esta peculiaridade faz com que a laminação controlada seja dividida em três estágios básicos. Em primeiro lugar, o esboço é laminado desde o seu desenformamento até que se atinja a temperatura T_{nr} , durante a chamada **fase de esboçamento**. Uma vez que a recristalização da austenita entre passes é plena nessa faixa de temperaturas, os grãos obtidos no material apresentam tamanho uniforme e são relativamente refinados. Assim que a temperatura do esboço atinge o valor de T_{nr} inicia-se a **fase de espera**, onde se interrompe momentaneamente a laminação do material até que sua temperatura fique abaixo de $T_{5\%}$. Assim que isto ocorra pode-se voltar a laminar o esboço, pois a austenita não mais se recristaliza. Na verdade, ela passa a sofrer encruamento, que proporciona um refino de grão excepcional no produto final. Esta última etapa da laminação controlada é a chamada **fase de acabamento**.

A necessidade de se evitar a aplicação de deformação a quente na faixa de temperaturas onde ocorre a recristalização incipiente da austenita e, desse modo, garantir a qualidade do produto laminado, é a principal motivação tecnológica para o desenvolvimento de modelos preditivos para o cálculo de T_{nr} e $T_{5\%}$.

DESENVOLVIMENTO MATEMÁTICO

Há uma equação consagrada para a determinação de T_{nr} , deduzida por Boratto e outros, a partir de seus resultados obtidos por ensaios de torção a quente com passes múltiplos:

$$T_{nr} = 887 + 464 C + (6445 Nb - 644 \sqrt{Nb}) + (732 V - 230 \sqrt{V}) + 890 Ti + 363 Al - 357 Si \quad (1)$$

Contudo, ela leva em conta apenas o efeito da composição química (teores de C, Nb, V, Ti, Al e Si), uma vez que foi levantada a partir de dados de ensaios de torção a quente sob condições experimentais fixas. Além disso, ela não permite o cálculo de $T_{5\%}$. Desse modo, a princípio, pode-se determinar a temperatura onde se deve interromper a laminação, mas não se disporá do valor abaixo do qual ela poderá ser retomada.

Outra abordagem para a determinação de T_{nr} , de caráter menos empírico, consiste no desenvolvimento de equações para descrever a cinética de recristalização e precipitação. É possível determinar essa temperatura, bem como $T_{5\%}$, a partir da intersecção da curva relativa aos tempos necessários para se obter 5% de precipitação em função da temperatura ($t_{p0,05}$) com as curvas relativas à obtenção de 95% ($t_{x0,95}$) e 5% ($t_{x0,0r}$) de recristalização da austenita, respectivamente. Esse modelo foi desenvolvido por Dutta e Sellars e refinado por diversos autores. A figura 1 mostra graficamente esse processo de cálculo. As equações deste modelo matemático são as seguintes:

$$t_{p0,05} = \frac{200 \exp\left(\frac{-200000}{R T_R}\right)}{Nb \varepsilon \sqrt{Z}} \exp\left(\frac{270000}{R T}\right) \exp\left(\frac{2,5 \cdot 10^{10}}{T^3 (\ln k_s)^2}\right) \quad (2)$$

com T_R sendo a temperatura da deformação anterior do material, Z o parâmetro de Zener-Hollomon, R é a constante dos gases, T a temperatura e k_s a taxa de supersaturação de nióbio:

$$k_s = \frac{[Nb] \left[C + \frac{12 N}{14} \right]}{10^{\left(2,26 - \frac{6770}{T}\right)}} \quad (3)$$

$$t_{x0,05} = 6,75 \cdot 10^{-20} d_0^2 \varepsilon^{-4} \exp\left(\frac{300000}{RT}\right) \exp\left[\left(\frac{275000}{T} - 185\right) Nb\right] \quad (4)$$

$$t_{x0,95} = 7,66 t_{x0,05} \quad (5)$$

onde d_0 é o tamanho de grão austenítico inicial do material.

Estas são as equações básicas do modelo. Torna-se necessário agora desenvolver um algoritmo para o cálculo de T_{nr} e $T_{5\%}$ que leve em conta as condições de deformação a quente similares às que ocorrem durante a laminação industrial, onde o laminado sofre sucessivos passes de deformação a medida que sua temperatura cai.

Os valores de $t_{p0,05}$, $t_{x0,05}$ e $t_{x0,95}$ tem de ser calculados para cada passe de laminação, considerando-se suas condições específicas em termos de temperatura, grau e velocidade de deformação. No caso de deformações múltiplas deve-se levar em conta que o tamanho de grão austenítico d_0 do material diminuirá ao longo da deformação a quente. Neste caso, o valor do tamanho de grão d_{rex} após recristalização total da austenita, obtido após um passe de laminação e que deverá ser utilizado no cálculo relativo ao passe seguinte, pode ser obtido pela equação a seguir:

$$d_{rex} = 1,1 \left(\frac{d_0}{\varepsilon} \right)^{2/3} \quad (6)$$

Contudo, se o intervalo de tempo entre passes for maior que o necessário para a recristalização plena da austenita, terá de ser considerado também o crescimento que os grãos sofrerão. O tamanho de grão final D_{CG} pode ser calculado pela seguinte fórmula:

$$D_{CG}^{4,5} = d_{rex}^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} t_q \exp\left(\frac{-435000}{RT}\right) \quad (7)$$

$$t_q = \Delta t_p - t_{x0,95} \quad (8)$$

onde Δt_p é o intervalo de tempo entre passes da deformação a quente.

Se, por outro lado, o intervalo de tempo entre passes for insuficiente para que ocorra recristalização plena da austenita, o novo valor de tamanho de grão do esboço deve ser calculado pela fórmula abaixo:

$$\bar{d} = X^{4/3} d_{rex} + (1 + X)^2 d_o \quad (9)$$

onde X é a fração de recristalização que efetivamente ocorreu, que é calculada pela fórmula

$$X = 1 - \exp\left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{x0,5}}\right)^2\right] \quad (10)$$

e $t_{x0,5}$ é o tempo necessário para 50% de recristalização, definido por:

$$t_{x0,5} = 0,4810 t_{x0,95} \quad (11)$$

As equações acima foram originalmente desenvolvidas considerando deformação isotérmica. Uma vez que a laminação normal ocorre sob condições de resfriamento contínuo, torna-se necessário adotar-se o procedimento proposto por Scheil para compensar esse fato. Numericamente falando, este critério requer que a seguinte relação seja satisfeita para os valores calculados de $t_{p0,05}$ e $t_{x0,05}$ em cada passe:

$$\sum_{i=1}^n \frac{dt}{t_i(T_i)} = 1 \quad (12)$$

onde dt é um valor incremental de tempo (por exemplo, igual a 0,01), t_i é o valor do tempo calculado para o início da transformação em questão (precipitação ou recristalização) sob condições isotérmicas e T_i é a temperatura correspondente ao ponto i , determinada a partir da taxa de resfriamento do esboço.

As curvas de $t_{p0,05}$, $t_{x0,05}$ e $t_{x0,95}$ ao longo de toda a faixa de temperaturas onde ocorre a laminação são calculadas utilizando-se a interpolação de Lagrange, a partir dos valores discretos determinados para cada passe de laminação. Uma vez determinadas essas curvas, a determinação dos valores de T_{nr} e $T_{5\%}$ pode ser feita, através do cálculo das intersecções das curvas $t_{p0,05}$ versus $t_{x0,95}$ e $t_{p0,05}$ versus $t_{x0,05}$, respectivamente.

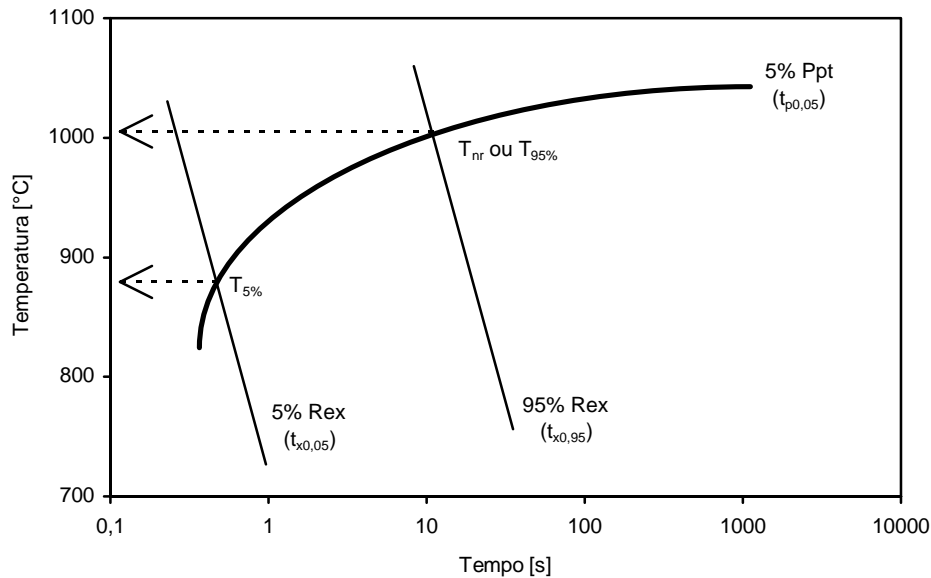


Figura 1: Diagrama esquemático apresentando a interação entre as cinéticas de recristalização e precipitação na austenita de aços microligados, mostrando como são determinadas as temperaturas de não-recristalização T_{nr} e $T_{5\%}$.

Uma das principais vantagens desse modelo é permitir a determinação tanto da temperatura em que a recristalização da austenita começa a ficar incompleta pela precipitação (T_{nr}) como aquela em que ela se interrompe totalmente ($T_{5\%}$). Além disso, ele permite verificar o efeito da deformação a quente sobre as temperaturas que definem o campo da recristalização parcial da austenita. Logo, ele pode ser utilizado para prever os valores dessas temperaturas sob condições industriais, onde os esquemas de passe apresentam grandes variações em função das limitações de processo e do tipo de produto que está sendo feito.

Por outro lado, uma desvantagem do modelo está no fato de que ele somente considera o efeito do Nb, C e N sobre a recristalização da austenita, desprezando o efeito dos demais elementos de liga. Isto decorre, na verdade, da ausência de equações que descrevam a solubilidade do carbonitreto de nióbio na austenita que levem em conta a ação de outros elementos de liga, como Ti, V, Mn, Cr, etc. Contudo, este é um problema que pode ser resolvido a medida que novos estudos forem efetuados no futuro.

COMPARAÇÃO ENTRE OS MODELOS

Foram medidos valores de T_{nr} para uma série de aços microligados, cuja composição química está listada na tabela I. Foi utilizada aqui a metodologia experimental desenvolvida por Boratto e outros, ou seja, ensaios de torção com passes múltiplos sob temperaturas decrescentes.

AÇO	C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Nb	V	Ti	N
Nb1	0,18	1,34	0,30	0,025	-	-	0,033	-	-	0,0074
NbTi1	0,14	1,11	0,30	0,044	-	-	0,020	-	0,015	0,0054
NbTi2	0,14	1,34	0,23	0,035	-	-	0,033	-	0,014	0,0048
NbTiV	0,12	1,50	0,31	0,038	-	-	0,047	0,051	0,020	0,0064
NbCrCu1	0,16	1,03	0,41	0,029	0,54	0,23	0,025	-	-	0,0107
NbCrCu2	0,13	0,99	0,38	0,042	0,50	0,22	0,014	-	-	0,0095

Tabela I: Composição química dos aços estudados, percentagem em peso.

A tabela II lista valores de T_{nr} medidos e determinados pelos modelos de Boratto e Dutta-Sellars, além dos valores de $T_{5\%}$ determinados pelo modelo de Dutta-Sellars. Também foram incluídos nesta tabela os respectivos desvios observados em relação aos valores medidos.

Aço	T_{nr} medido [°C]	T_{nr} Boratto [°C]	ΔT_{nr} Boratto [°C]	T_{nr} ou $T_{95\%}$ Dutta [°C]	ΔT_{nr} Dutta [°C]	$T_{5\%}$ Dutta [°C]
Nb1	868	886	18	881	13	844
NbTi1	861	887	26	881	20	844
NbTi2	899	898	-1	902	3	864
NbTiV	916	895	-21	905	-11	867
NbCrCu1	883	878	-5	880	-3	843
NbCrCu2	894	878	-16	872	-22	836
E.P.E.	---	20		17		---

Tabela II: Valores de T_{nr} determinados experimentalmente e calculados pela equação de Boratto e pelo modelo de Dutta-Sellars.

Uma primeira análise estatística dos valores medidos de T_{nr} mostrou que apenas o Nb apresentou efeito significativo sobre esse parâmetro, com coeficiente de correlação r igual a 0,634. Tal fato está de acordo com as conclusões presentes na literatura. Aparentemente a influência do V também foi considerável, com r igual a 0,444. Contudo, esse resultado pode decorrer do fato desse elemento ter sido utilizado em apenas uma das ligas, e justamente naquela em que o teor de Nb foi máximo. Logo, esse efeito estatístico pode ser, na realidade, decorrência indireta da influência do Nb.

Os resultados calculados de T_{nr} pelos modelos de Boratto e outros e pelo algoritmo de Dutta-Sellars apresentaram precisão similar, com ligeira vantagem para este último algoritmo. É interessante notar que os desvios cometidos por ambos foram similares conforme a liga analisada. Por exemplo, ambos superestimaram T_{nr} para os aços Nb1 e NbTi1 e subestimaram esse parâmetro para os aços NbTiV e NbCrCu2. Já os valores determinados para os aços NbTi2 e NbCrCu1 apresentaram desvios mínimos em relação aos valores experimentais. Os erros significativos cometidos por ambos os modelos para o aço NbCrCu2 sugerem que pode ter ocorrido algum problema na determinação experimental de T_{nr} para esta liga.

É interessante notar que, a princípio, o modelo de Dutta-Sellars deveria apresentar maiores desvios de T_{nr} para aços com outros microligantes além do Nb, por não considerar a influência desses elementos na recristalização da austenita. Contudo, não é o que ocorre; o único aço em que o modelo de Dutta-Sellars apresenta desempenho inferior ao de Boratto foi o NbCrCu2. Muito provavelmente isto pode ser atribuído ao fato de que o efeito de Nb sobre T_{nr} é bem maior que a ação dos demais elementos de liga. O erro a que o modelo de Dutta-Sellars incorre por não considerar os demais elementos de liga aparentemente é bastante pequeno, enquanto que o fato de ele levar em conta os parâmetros de deformação melhora sua precisão em relação ao modelo de Boratto. De fato, os parâmetros aqui utilizados nos ensaios de torção a quente para determinação de T_{nr} não foram idênticos aos aplicados por Boratto e outros em seu trabalho.

Logo, o modelo desenvolvido utilizando a metodologia de Dutta-Sellars mostrou-se ser uma ferramenta adequada para a determinação de T_{nr} , permitindo ainda determinar a influência dos parâmetros de deformação sobre essa grandeza. Além disso, ele permite delimitar totalmente a faixa de temperaturas relativas à fase de espera, onde não deverá ocorrer laminação, enquanto que o modelo de Boratto apenas informa o limite superior dessa região.

CONCLUSÕES

O conhecimento preciso das temperaturas de não-recristalização (T_{nr} e $T_{5\%}$) é vital para uma especificação correta das temperaturas em que deverá ocorrer o período de espera da laminação controlada de aços microligados. Desse modo, pode-se evitar a laminação do esboço ao longo da faixa de temperaturas onde a recristalização entre passes é incompleta, o que tende a gerar mi-

croestrutura com tamanhos de grão heterogêneos, comprometendo a tenacidade do material. O conhecimento correto de T_{nr} e $T_{5\%}$ também permite minimizar o tempo de espera, reduzindo a perda de produtividade da linha de laminação.

O modelo consagrado desenvolvido por Boratto e outros para o cálculo de T_{nr} permite determinar o efeito dos elementos de liga sobre essa grandeza. Contudo, ele não inclui o efeito dos parâmetros da laminação a quente, uma vez que essa equação foi determinada a partir de ensaios laboratoriais onde esses parâmetros foram mantidos fixos.

O modelo de Dutta-Sellars, em termos dos teores de elementos de liga, somente leva em conta o efeito de Nb, C e N, mas permite incluir o efeito de sucessivos passes de laminação sobre T_{nr} e $T_{5\%}$ levando em consideração suas temperaturas, taxas/velocidades de deformação e intervalos de tempo entre passes.

Os resultados aqui obtidos com o modelo de Dutta-Sellars revelaram que sua precisão em relação aos valores de T_{nr} determinados em laboratório foi muito boa, com resultados praticamente equivalentes aos de Boratto. Seria interessante, no futuro, comparar os valores de T_{nr} obtidos neste modelo com valores determinados industrialmente, para se confirmar os efeitos previstos dos parâmetros da laminação a quente sobre essa temperatura.

NOTA

Os valores de T_{nr} e $T_{5\%}$, aqui determinados pelo modelo de Dutta-Sellars, foram calculados através de um programa escrito em QBasic. Sua listagem pode ser encontrada na Internet, no seguinte endereço WWW:

www.gorni.eng.br/e/tnr.html

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BAI, D.Q. e outros. **Effect of Deformation Parameters on the No-Recrystallization Temperature in Nb-Bearing Steels.** Metallurgical Transactions A, October 1993, 2151-2159.
- BORATTO, F. e outros. **Effect of Chemical Composition on the Critical Temperatures of Microalloyed Steels.** In: THERMEC '88. Proceedings. Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, p. 383-390.
- DUTTA, B. & SELLARS, C.M. **Effect of Composition and Process Variables on Nb(C,N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite.** Materials Science and Technology, March 1987, 197-206.
- GORNI, A.A. SubGraf - **Sub-rotinas para o Traçado de Funções, Versão Qbasic.** Revista Micro Sistemas, n. 158, 1996, 46-50.

- GORNI, A.A. & CAVALCANTI, C.G. **Modelamento Matemático das Temperaturas Críticas da Laminação Controlada através de Equações Empíricas e Redes Neurais**. LIII Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Belo Horizonte MG, 13 a 17 de Setembro de 1998.
- LIU, X. e outros. **Modelling of Interaction between Recrystallization and Precipitation during Multipass Rolling of Niobium Microalloyed Steels**. Materials Science and Technology, May 1995, 469-473.
- TANAKA, T. **Three Stages of the Controlled-Rolling Process**. In: MICROALLOYING '75. Proceedings. Union Carbide Corporation, New York, 1975, p. 107-118.
- VALDES, E. & SELLARS, C.M. **Influence of Roughing Rolling Passes on Kinetics of Strain Induced Precipitation of Nb(C,N)**. Materials Science and Technology, July 1991, 622-630.