

# ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO A ALTAS TEMPERATURAS DOS AÇOS SAE 1518 E MICROLIGADO AO NIOBIO POR ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE\*

Helder Keitaro Arçari Ambo<sup>1</sup>  
Marcelo Lucas Pereira Machado<sup>2</sup>

## Resumo

Neste estudo foram utilizados 2 tipos de materiais sendo um de aço estrutural microligado ao nióbio e outro um aço C-Mn que foram submetidas a ensaios termomecânicos na máquina de torção. Os parâmetros de processamento como a temperatura, taxa de deformação, deformação, taxa de resfriamento e tempo entre passes tem uma relação com os fenômenos metalúrgicos e microestruturais. Foram realizados ensaios de torção com múltiplas deformações em resfriamento contínuo, isotérmicos contínuos e isotérmicos interrompidos com duas deformações. Através desses ensaios, foram levantadas as curvas de escoamento plástico das quais foram obtidas as deformações críticas para início da recristalização dinâmica, deformação de pico, parâmetro de amaciamento, temperaturas críticas ( $T_{nr}$ ,  $Ar_3$  e  $Ar_1$ ) e tensão de escoamento média (TEM). No geral os resultados obtidos são semelhantes aos resultados da literatura e no caso da deformação crítica para início da recristalização, da deformação de pico e da tensão no estado estacionária pudemos aperfeiçoar as equações da literatura.

**Palavras-chave:** Torção a quente; Laminação; Temperaturas críticas.

## ANALYSIS OF MECHANICAL BEHAVIOUR TO HIGH TEMPERATURES OF STEEL SAE 1518 AND NIOBIUM MICROALLOYED TWIST FOR TESTING HOT

### Abstract

In this study, two types of material being one of structural steel and niobium microalloyed other a C-Mn steel were subjected to thermomechanical testing machine in torque were used. The processing parameters such as temperature, strain rate, strain, cooling rate and time between passes is intimate with the microstructural and metallurgical. Torsion tests with multiple deformations in continuous, isothermal and continuous cooling with two isothermal interrupted deformations were conducted. Through these trials, we surveyed the plastic flow curves of which the critical strain for initiation of dynamic recrystallization, deformation peak softening parameter, critical temperature ( $T_{nr}$ ,  $Ar_3$  and  $Ar_1$ ) and average yield stress (TEM) were obtained. In general, the results obtained are similar in the literature and in the case of critical strain for beginning of recrystallization, the deformation of the peak and the voltage at the stationary state could improve the equations in the literature.

**Keywords:** Hot torsion; Rolling mill; Critical temperatures.

<sup>1</sup> Graduado em Engenharia Metalúrgica no Instituto Federal do Espírito Santo, aluno de mestrado, Propemm, Vitória, ES, Brasil.

<sup>2</sup> Doutorado em Engenharia Elétrica pela Universidade Federal do Espírito Santo, Coordenador do Programa de Mestrado (Propemm), Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, ES, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Os principais processos industriais de conformação a quente são a laminação, a extrusão e o forjamento. Esses processos podem ser caracterizados através das variáveis relevantes à simulação por torção a quente, tais como: a temperatura, a deformação, a taxa de deformação e o tempo entre deformações (passes) [1].

A laminação é um processo de trabalho mecânico a quente, sendo uma etapa de extrema importância, pois é através dela que se obtêm as diversas formas dos produtos em aço para uso comercial (chapas, perfis, barras) [2].

O aço microligado ao nióbio é uma liga metálica largamente utilizada para construção de estruturas e equipamento devido as suas excelentes propriedades mecânica. Em geral define-se, metalurgicamente, o aço microligado como sendo uma liga de ferro contendo baixo percentual em massa de carbono e também baixo percentual dos demais elementos de liga. Além do ferro e dos elementos de liga, esse aço contém sempre alguma quantidade de manganês, enxofre e fósforo, podendo apresentar ainda pequena quantidade de silício, alumínio e cobre [3].

O processo de conformação a quente consiste, inicialmente, em aquecer o material até a temperatura de encharque para a austenitização, realizar deformações programadas nas etapas de desbaste e de acabamento e em seguida promover o resfriamento controlado do material. A etapa de acabamento, durante o processo de tiras a quente, na laminação de aços é realizada com curtos tempos de espera entre passes. Sendo o intervalo entre passes pequeno, a recristalização estática não se completa, podendo ter o acúmulo de deformação de um passe para o outro e, conseqüentemente, o processo passa a ser controlado pela recristalização dinâmica ou meta-dinâmica, quando os últimos passes são efetuados no campo austenítico e/ou pela recuperação dinâmica no campo ferrítico [4,5].

Uma técnica experimental capaz de reproduzir estas condições de processamento e que permite investigar os mecanismos que estão operando é o ensaio de torção a quente, através das curvas de escoamento plástico e do acompanhamento microestrutural. Com ensaios de torção a quente pode-se realizar sequencias de passes impondo parâmetros de processamento tais como a temperatura de reaquecimento, a taxa de resfriamento, a quantidade de deformação, a taxa de deformação e o tempo de espera entre passes [6].

Os ensaios de torção funcionam da seguinte forma: O eixo da máquina é dividido em duas partes, um eixo torçor e um eixo fixo contendo uma célula de carga. O eixo fixo tem o movimento de translação, sobre barramento, para permitir a colocação e a retirada do corpo de prova. O controle, bem como o sistema de aquisição de dados, é feito através de uma interface com um computador. Nos ensaios de múltipla deformação em resfriamento contínuo é possível determinar as temperaturas críticas de processamento, como a temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) e as temperaturas de início e fim de transformação da austenita ( $Ar_3$  e  $Ar_1$  respectivamente).

Podemos dividir a laminação controlada basicamente em quatro regiões [4,7,8]:

**Região 1** – Ocorre a altas temperaturas - acima da  $T_{nr}$ . Nesta etapa a austenita que está sendo deformada é recristalizada promovendo um refinamento dos grãos;

**Região 2** – Ocorre em temperaturas intermediárias – abaixo da  $T_{nr}$  e acima da  $Ar_3$  - onde a deformação da austenita é realizada sem que ocorra a recristalização. Assim, o material apresenta um encruamento residual, multiplicando assim o número de sítios disponíveis para nucleação posterior da ferrita.

**Região 3** – Ocorre abaixo da Ar3 e acima da Ar1, onde existem as duas fases: austenita e ferrita. Com o aparecimento da ferrita, inicialmente, há um amaciamento do material, sendo possível detectar a temperatura Ar3 no ensaio de torção a quente. Durante o processo de deformação, a ferrita sofre um encruamento que ocasiona o aumento da resistência do material. Já a austenita ao sofrer encruamento aumenta ainda mais o número de sítios disponíveis para nucleação da ferrita. Desta forma, a ferrita produzida possui um grão ainda mais fino que o produzido na região 2 [8].

**Região 4** – Ocorre abaixo da Ar1, onde não há mais austenita e inicia-se a formação da cementita. Com o aparecimento da cementita há um aumento da tensão de escoamento do material, sendo possível detectar a temperatura Ar1 no ensaio de torção a quente.

O conhecimento prévio destas temperaturas críticas será muito útil para se fazer uma laminação controlada. O valor da T<sub>nr</sub> e Ar3 pode ser calculado de uma maneira bem simples como função da composição química dos aços [9], como pode ser visto nas equações 1 e 2, respectivamente, a seguir:

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644(Nb)^{1/2}) + (732V - 230(V)^{1/2}) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad (1)$$

$$Ar3 = 910 - 310.C - 80.Mn - 20Cu - 15.Cr - 55.Ni - 80.Mo + 035.(t - 8)^{4,5} \quad (2)$$

Sendo que o t é a espessura da placa laminada em mm, considerando t entre 8 e 30 mm. Em relação aos elementos de liga, são pela ordem de eficácia na redução de Ar3: C, Mn, Mo e Ni [4].

Assim podemos analisar os fenômenos metalúrgicos e as variações dessas temperaturas que ocorrem nos materiais em função dos parâmetros de processamento [4,7]. Conforme pode ser observado na Figura 1 o nióbio é o elemento que tem mais influência no aumento da T<sub>nr</sub>. O mecanismo que provoca este aumento da temperatura de não-recristalização (T<sub>nr</sub>) é o “arraste de soluto” e a formação de precipitados de Nb(CN) induzidos pela deformação no campo austenítico, resultando em grãos alongados que promovem uma maior quantidade de núcleos na transformação de fase  $\gamma \rightarrow \alpha$

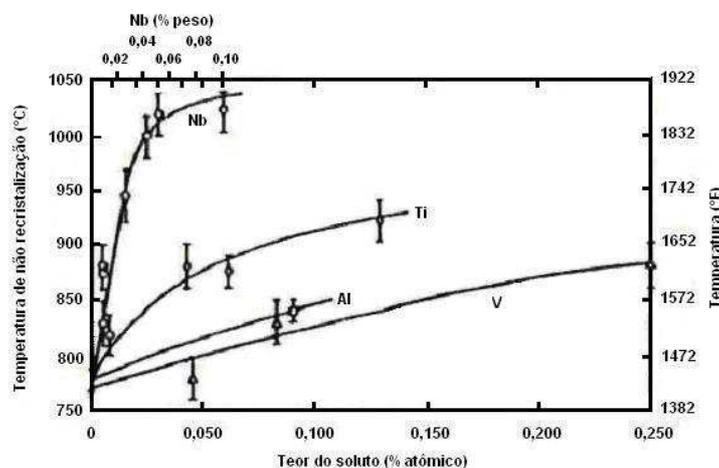


Figura 1 - Efeito da adição dos elementos microligantes na T<sub>nr</sub>.

Ainda analisando a Figura 1 podemos ver que os demais elementos de liga, tais como: Ti, Al e V tem menor influência no aumento da T<sub>nr</sub>. Assim em um aço com a presença de todos estes elementos a T<sub>nr</sub> ficará numa posição intermediária.

A adição de nióbio como elemento de liga provoca um efeito retardador na recristalização da austenita após a deformação a quente. Villas Boas et al. [13] observaram também que o aço microligado apresentou aumento da resistência mecânica, ductilidade e tenacidade em análise comparativa entre aço alto carbono e aço microligado para fabricação de rodas ferroviárias. A microliga de nióbio tem mostrado um elemento químico que em pequenas proporções causa o aumento da temperatura de não recristalização.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

### 2.1 Material Utilizado

Os metais utilizados foram um aço comercial do tipo microligado ao nióbio, com baixo teor de carbono e baixa liga e, um aço SAE 1518 segundo a norma SAE J 1249:2008-12, que é classificado como um aço ao Carbono com alto teor de Manganês

A análise química foi realizada direto na amostra utilizando um espectrômetro Oxford Instruments de Emissão Óptica, modelo Foundry-Master Pro do laboratório de redução do IFES Campus Vitória. A Tabela 1 e 2 mostra a composição química, obtida, destes materiais.

**Tabela 1** - Composição química do aço microligado (% em peso).

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Nb	Ti	Co	P	S
98,3	0,124	0,107	0,382	0,428	0,4	0,044	0,035	0,026	0,079	0,024	0,011	0,017	0,012

**Tabela 2** - Composição química do aço SAE 1518 (% em peso).

Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	Nb	Ti	Co	P	S
98,3	0,208	0,187	1,248	0,076	0,038	0,013	-	-	0,005	-	-	0,013	0,025

### 2.2 Preparação dos Corpos de Prova

Os corpos de prova de torção foram usinados a partir de uma barra quadrada de 32 x 32 mm, tendo como o diâmetro útil de 5 mm e o comprimento útil de 20 mm, como representado na Fig.1. O dimensionamento dos corpos de prova, diâmetro e comprimento útil, foram otimizados para atender à capacidade de máximo torque do equipamento de torção e, assim, obter maiores taxas de deformação. Na preparação do corpo de prova não foi preciso ter cuidado com a superfície, no entanto foi necessário administrar a atmosfera durante o ensaio que no caso foi utilizado o argônio para criar um meio inerte. Após o ensaio a amostra era resfriada abruptamente na água.

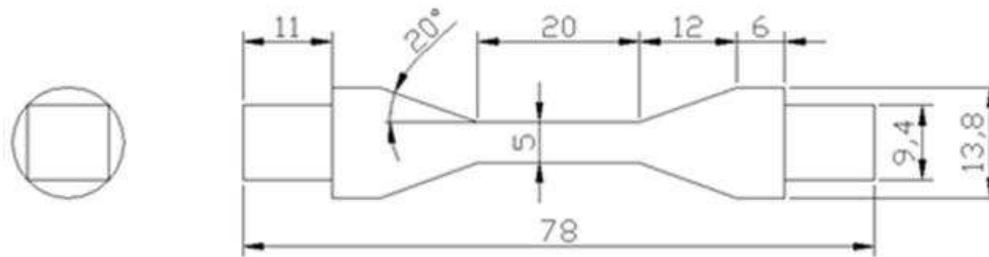


Figura 2 - Desenho esquemático do corpo de prova.

### 2.3 Ensaios com Múltiplas Deformações em Resfriamento Contínuo

Com esse tipo de ensaio é possível determinar as temperaturas críticas de processamento, tais como a temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) e as temperaturas de início e fim de transformação da austenita ( $Ar_3$  e  $Ar_1$ ).

Assim podemos analisar os fenômenos metalúrgicos e as variações dessas temperaturas que ocorrem nos materiais em função dos parâmetros de processamento.

Nesse ensaio, o corpo de prova será aquecido até a temperatura de encharque de  $1230^{\circ}\text{C}$ , mantendo-se nesta temperatura por um tempo de 3 minutos. Em seguida o corpo de prova será resfriado, continuamente, a uma taxa de  $1^{\circ}\text{C/s}$  e sofrerá deformação constante de 0,2, com taxa de deformação de  $0,2\text{s}^{-1}$  e com as temperaturas variando de  $1170^{\circ}\text{C}$  até  $600^{\circ}\text{C}$ , em intervalos de  $30^{\circ}\text{C}$ . Estão previstas 20 deformações consecutivas, mantendo-se o mesmo tempo de espera entre as deformações. A Figura 2 mostra esquematicamente a realização desse ensaio [7].

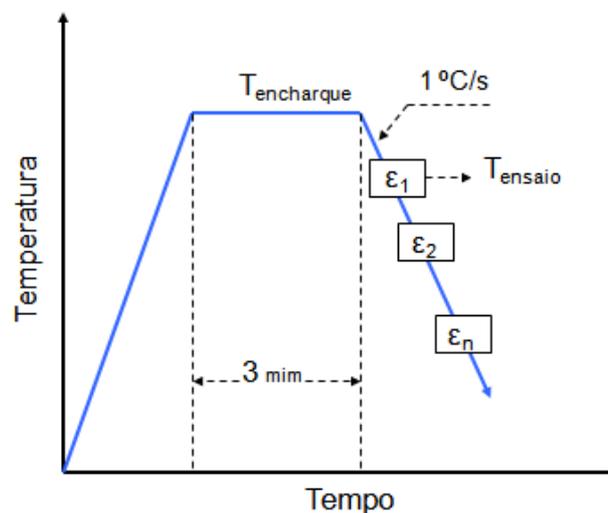


Figura 3 - Representação esquemática de uma sequência de deformações controladas ( $\epsilon_1, \epsilon_2, \dots, \epsilon_n$ ) em resfriamento, realizada com ensaios de torção a quente

## 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

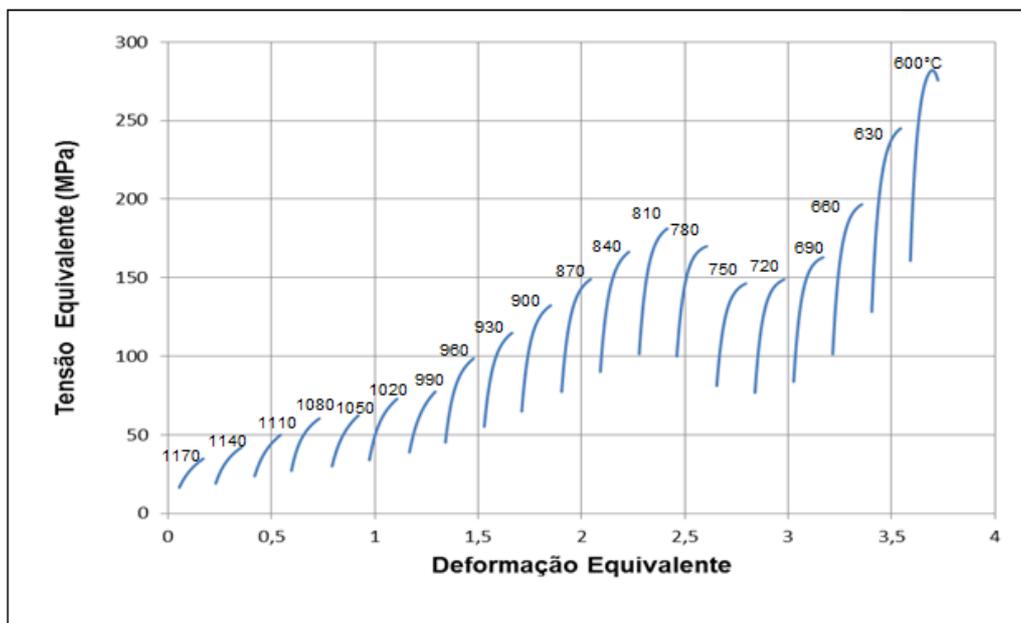
Os resultados serão apresentados e discutidos na sequência em que foram realizados os ensaios na máquina de torção. O primeiro ensaio realizado foi o de múltiplas deformações em resfriamento contínuo. A partir dos dados obtidos neste ensaio foi feito o planejamento dos demais. Em seguida foram realizados dois grupos de ensaios. Grupo 1: isotérmico contínuo, fixando a temperatura e variando a

taxa de deformação e depois outro conjunto de ensaios, fixando a taxa de deformação e variando a temperatura. Grupo 2: isotérmico com dupla deformação, também realizado em dois conjuntos, sendo o primeiro conjunto fixando a deformação abaixo da deformação crítica e variando o tempo entre passes e o segundo conjunto fixando a deformação acima da deformação crítica e variando o tempo entre passes. O efeito do elemento de liga, no caso o Nb aumenta a  $T_{nr}$  prolongando assim o efeito do encruamento e aumentando a janela de recristalização do aço, conforme literatura [11,12].

### 3.1. Ensaios com Múltiplas Deformações em Resfriamento Contínuo, Comparação dos Aços SAE 1518 e Microligado ao Nióbio

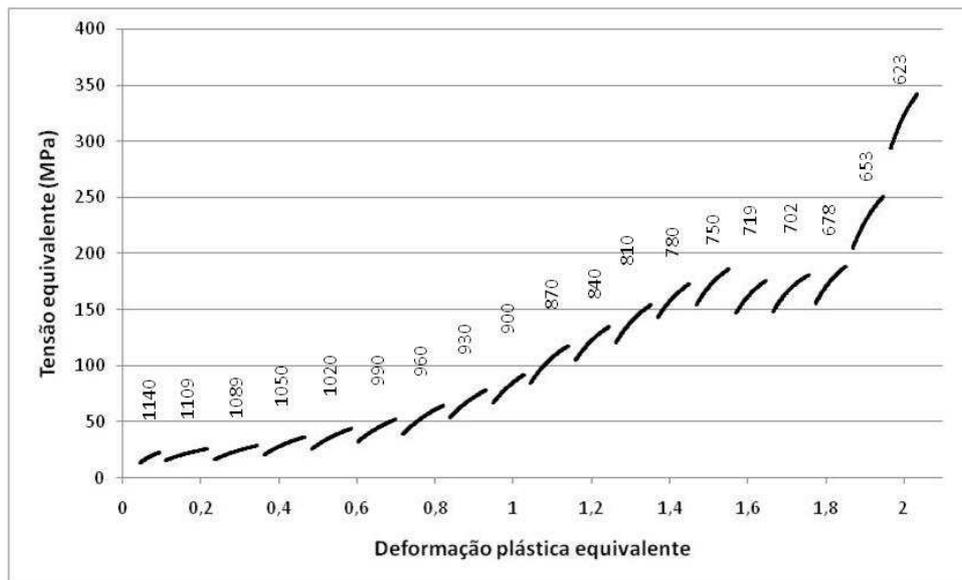
Foram realizados os ensaios com múltiplas deformações em resfriamento contínuo, em etapas a cada 30°C e tempo entre passe de 30 segundos, o que corresponde a um resfriamento contínuo de 1°C por segundo.

A Figura 4 apresenta o resultado das curvas tensão equivalente versus deformação equivalente para o aço microligado ao nióbio, obtidas no ensaio. A deformação ( $\epsilon$ ) e taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ ) foram mantidas em 0,2 e 0,2s<sup>-1</sup>, respectivamente.



**Figura 4** - Curvas tensão equivalente versus deformação equivalente geradas através do ensaio com múltiplas deformações, com taxa de deformação de 0,2s<sup>-1</sup>, deformação de 0,2 e temperaturas variando entre 1170°C a 600°C, para o aço microligado ao nióbio.

Já na figura 5 mostra as curvas de tensão versus deformação do aço SAE 1518 no teste de torções em resfriamento contínuo com taxa de deformação de 0,2s<sup>-1</sup>.



**Figura 5-** Curvas tensão equivalente versus deformação equivalentedo aço SAE 1518 na parte plástica geradas com o ensaio de torções em resfriamento contínuo. Taxa de deformação de  $0,2s^{-1}$ , deformação de 0,2 por passe. As temperaturas em °C se encontram acima de cada curva.

Em ambos os casos pode-se notar que com a diminuição da temperatura aumenta-se a tensão equivalente. No caso do aço microligado a  $T_{nr}$  é de  $990^{\circ}C$ , enquanto no aço SAE 1518 a temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) é de  $930^{\circ}C$ . Isto mostra que o efeito do elemento de liga, no caso o Nb aumenta a  $T_{nr}$  prolongando assim o efeito do encruamento e aumentando a janela de recristalização do aço, conforme literatura [11,12].

A equação 1 de Boratto também comprova a influencia do Nb como elemento de liga no aumento da  $T_{nr}$  para ensaios de torções múltiplas:

$$T_{nr} = 887 + 464C + \left(6445Nb - 644(Nb)^{1/2}\right) + \left(732V - 230(V)^{1/2}\right) + 890Ti + 363Al - 357Si \quad 1$$

A partir das figuras 4 e 5 foi feito os gráficos das figuras 6 e 7. onde se obtém as seguinte temperatura críticas:

$T_{nr}$ - O final da primeira reta surge a  $T_{nr}$  devido a mudança de comportamento da curva, caracterizando final de recristalização. A segunda parte da curva, que corresponde à deformação abaixo da temperatura de não recristalização, está ocorrendo encruamento, ou seja, um acúmulo de deformação. Observe que que a  $T_{nr}$  do aço microligado,  $990^{\circ}C$  é maior que do aço SAE 518,  $930^{\circ}C$ , comprovando o efeito do Nb como elemento que retarda a recristalização do material e melhor controle da microestrutura austenítica e ferrítica [10].

$Ar_3$  - Temperatura de início da transformação da austenita para ferrita,  $Ar_3$ , a  $810^{\circ}C$  (microligado) e  $745$  (SAE 1518), pois a partir deste ponto o material sofre um amaciamento devido o aparecimento da ferrita acicular que é mais macia e assim a tensão de escoamento reduz.

$Ar_1$  - Com o final da transformação da austenita em ferrita e início de formação de cementita, que é mais dura do que a austenita e ferrita o material sofre um encruamento mais expressivo e a tensão de escoamento cresce de forma acentuada.

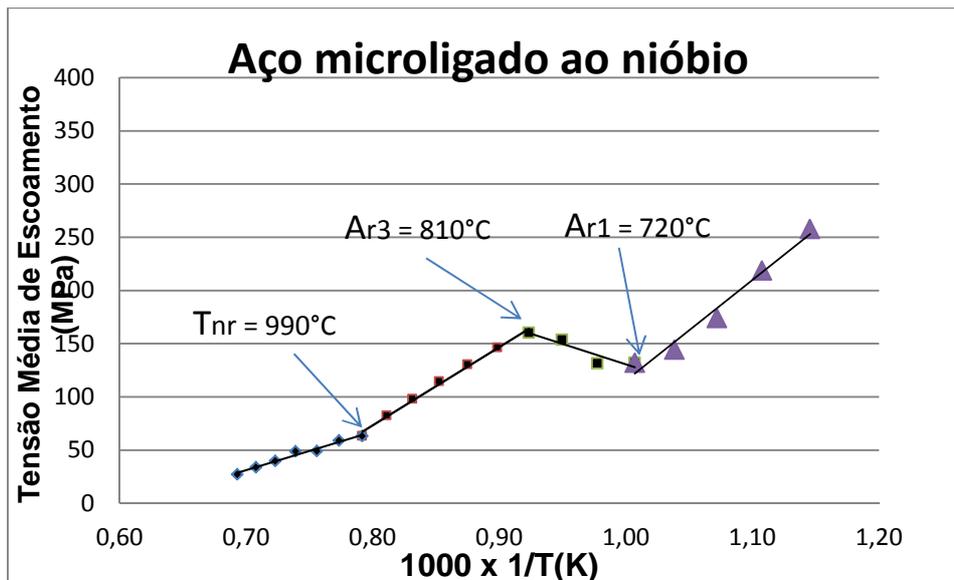


Figura 6 Gráfico da tensão média equivalente versus  $1/T$ , mostrando as regiões de  $T_{nr}$ ,  $Ar_3$  e  $Ar_1$ .

Observem nas tabelas 3 e 4 as temperaturas críticas obtidas nos ensaios foram próximas daquelas obtidas pelas equações da literatura

Tabela 3 - Temperaturas críticas do ensaio e calculadas pelas equações 1 e 2 matemáticas e obtidas experimentalmente para o aço microligado.

Aço microligado Nb					
Experimentais			Literatura		
$T_{nr}$	$Ar_3$	$Ar_1$	$T_{nr}$ (eq.1)	$Ar_3$ (eq.2)	$Ar_1$
990	810	720	982	809	-

Tabela 4- Temperaturas críticas do ensaio e calculadas pelas equações 3.14 e 3.15 matemáticas e obtidas experimentalmente para o aço SAE 1518.

Aço SAE 1518					
Experimentais			Literatura		
$T_{nr}$	$Ar_3$	$Ar_1$	$T_{nr}$ (eq.1)	$Ar_3$ (eq.2)	$Ar_1$
930	745	672	922,1	745,7	-

#### 4 CONCLUSÃO

Os ensaios com múltiplas deformações em resfriamento contínuo para os aços SAE 1518 e microligado ao Nb mostrou que a  $T_{nr}$  é de 930°C e 990°C respectivamente. Isto mostra o efeito do elemento de liga Nb que eleva a  $T_{nr}$  prolongando assim o efeito do encruamento e aumentando a janela de recristalização conforme a literatura.

O Nióbio proporciona também o efeito de aumentar os valores de tensões para o aço microligado em comparação com o aço SAE 1518, quando ensaiados sobre mesmas condições a quente (temperatura, deformação, taxa de deformação entre outros).

Nos ensaios isotérmicos e contínuos feitos acima da temperatura de recristalização, houve um comportamento característico da recristalização dinâmica, pois houve o surgimento de uma tensão de pico seguida de uma redução de tensão e sua estabilização, para os dois tipos de aços estudados.

## Agradecimentos

Ao IFES pela utilização da máquina de torção, a FAPES por subsidiar a bolsa do mestrado e ao Dr. Marcelo Lucas Pereira Machado pelo apoio e esclarecimento de dúvidas durante a pesquisa.

## REFERÊNCIAS

1. BARBOSA, R. Simulação de processos industriais a partir do ensaio de torção a quente, Minas Gerais, Brasil, Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, 1989.
2. REGONE, W. Simulação da laminação a quente de um aço livre de intersticiais (if) através de ensaios de torção, São Paulo, FAPESP, 2001.
3. FERRAZ, H. Aço na construção civil, São Paulo, Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2005.
4. PADILHA, A. F.; SICILIANO JR, F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 3<sup>o</sup>. ed. São Paulo: ABM, 2005.
5. JONAS, J. J. Recovery, Recrystallization and Precipitation under Hot working Conditions, Nancy; France, v. 3, p. 917-1002, 1976.
6. SICILIANO JR, F. Mathematical Modeling of the hot Strip Rolling of Nb Microalloyed Steels. Tese de Doutorado. McGill University. Montreal, p. 165. 1999.
7. BARBOSA, R. A. N. M.; BORATTO, F. J. M.; SANTOS, D. B. Fundamentos da laminação controlada. Belo Horizonte: UFMG, 1989.
8. SICILIANO, F., JONAS, J.J. Mathematical modeling of hot strip rolling of microalloyed Nb, multiply-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 511-530, 2000
9. MACCAGNO, T.M., JONAS, J.J. AND HODGSON, P.D.. Spreadsheet modeling of grain size evolution during rod rolling. ISIJ International, n. 36(6), p. 720-728, 1996.
10. DUARTE D. M. ; Faria E. R. ; RIBEIRO A. S. ; BALANCIN O. ; SANTOS D. B. ; Efeito do grão ultrafino no comportamento mecânico do aço nb-ti de laminado a morno (Tecnol. Metal. Mater., São Paulo, v. 5, n. 4, p. 204-209, abr.-jun. 2009)
11. CALDEIRA, E. A. Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica). UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte. 2006.
12. BORATTO, F. et al. Projeto de esquemas de laminação controlada através de ensaio de torção computadorizado. COLAM ABM, São Paulo, p. 65-81, 1987
13. VILLAS BÔAS R. L. ; Cunha A.P.A. ; FONSECA S. T. ; SILVA M. H. ; Mei P. R. Efeitos da adição de nióbio e molibdênio em aço 0,7% c para Fabricação de rodas ferroviária. VI Congresso Nacional de Engenharia.