

# ESTUDO DO AMACIAMENTO DE UM AÇO API 5L MICROLIGADO AO Nb-V-Ti POR ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE<sup>1</sup>

Leonardo Borges Rosa<sup>2</sup>  
Adonias Ribeiro Franco Júnior<sup>3</sup>  
Marcelo Lucas Pereira Machado<sup>3</sup>  
Estéfano Aparecido Vieira<sup>3</sup>

## Resumo

O objetivo deste estudo foi avaliar o efeito dos principais parâmetros termomecânicos nos mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes em um aço API 5L microligado ao Nb-V-Ti por meio de ensaios de torção a quente, avaliações metalográficas e modelos microestruturais disponíveis na literatura. Os ensaios foram conduzidos em equipamento de torção horizontal usando ciclos isotérmicos contínuos na faixa de temperatura de 1.150°C a 900°C. Dados das curvas de escoamento plástico foram analisados com o uso de um modelo microestrutural que permitiu razoavelmente prever, para os casos em que domina o mecanismo de recristalização: o tamanho,  $d_f$ , e a fração,  $X$ , dos grãos recristalizados. Verificou-se que entre 1.150°C e 1.000°C, o amaciamento do material ocorre predominantemente pela recristalização dinâmica. O acréscimo na temperatura de deformação provoca uma diminuição da deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), aumento da fração recristalizada ( $X$ ) e uma diminuição do tamanho de grão austenítico (TGA) recristalizado. O modelo matemático utilizado subestimou em 25% o TGA nestes casos.

**Palavras-chave:** Recristalização; Aços API 5L; Ensaio de torção a quente.

## STUDY OF SOFTENING OF A Nb-V-Ti MICROALLOYED STEEL (API 5L) BY HOT TORSION TEST

### Abstract

The aim of this study was to evaluate the effect of main parameters in the thermomechanical dynamic softening mechanisms operating in the API 5L steel microalloyed Nb-Ti-V through hot torsion tests, evaluations metallographic and microstructural models available in literature. An Instron 55MT2 torsion testing machine was used for such purpose tests. Continuous hot torsion tests were carried out in the 900°C-1,150°C temperature range. Data plastic flow curves were analyzed using a microstructural model that allowed reasonably predicts for cases in which dominates the recrystallization mechanism: the size,  $d_f$ , and the fraction,  $X$ , the recrystallized grains. It was found that between 1,150°C and 1,000°C, the softening of the material occurs mainly by dynamic recrystallization. The increase in temperature causes a decrease of deformation of the critical strain ( $\epsilon_c$ ), increased the fraction recrystallized ( $X$ ) and a decrease in austenite grain size (TGA) has recrystallized. The mathematical model used underestimated by 25% the TGA in these cases.

**Key words:** Recrystallization; API 5L steel; Hot torsion test.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 67º Congresso ABM - Internacional, 31 de julho a 3 de agosto de 2012, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

<sup>2</sup> Eng<sup>o</sup>. de Equipamentos Petrobras e Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – IFES.

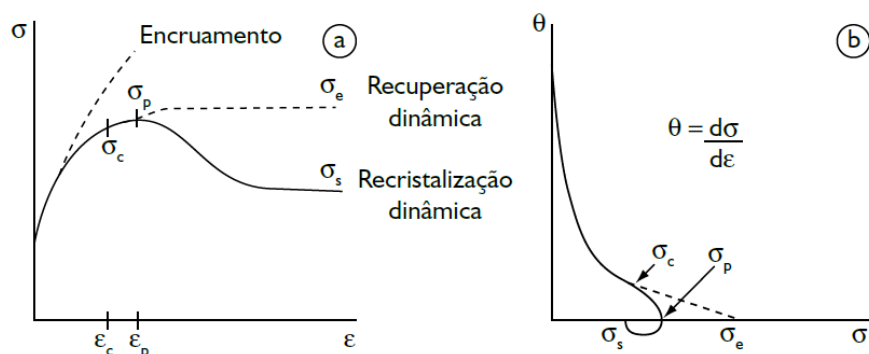
<sup>3</sup> Professor Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais – IFES.

## 1 INTRODUÇÃO

Aços API da classe 5L são utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão (transferência e transporte de petróleo e gás natural) na indústria do petróleo. Estes aços devem possuir alta resistência, boa tenacidade a baixas temperaturas e boa soldabilidade. Possuem também baixo teor de carbono, o qual é compensado pela adição de elementos microligantes que mantêm a resistência mecânica, melhora a soldabilidade e aumenta a tenacidade.<sup>(1)</sup> São fabricados através de tratamentos termomecânicos controlados, a qual incorpora na sua rota de produção conceitos como endurecimento por precipitação, refino de grão e adição de elementos microligantes associados a diferentes escalas de passes de temperaturas de laminação.<sup>(2)</sup> Os parâmetros termomecânicos, tais como temperatura, deformação e taxa de deformação têm uma grande influência no processo de restauração dos aços, e influenciam na morfologia e tamanho de grãos durante e após as deformações, e estes, tem influência direta nas propriedades mecânicas finais do material.

A recuperação é um processo de restauração que limita o encruamento e conduz a um estado estacionário a tensão constante para deformações elevadas (Figura 1a), resultado de um equilíbrio dinâmico entre a velocidade de geração e aniquilação das discordâncias, fazendo com que o tamanho médio dos subgrãos gerados neste processo, não varie com a deformação. O processo de recuperação não causa mudança apreciável na microestrutura e não há nenhum movimento de contornos de grão envolvido, mas um rearranjo das discordâncias em contornos de subgrão, e os grãos vão se alongando de acordo com a forma do material.<sup>(3)</sup>

A recristalização é um processo que elimina as discordâncias de forma coletiva, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação, causando um forte amaciamento da estrutura. Ao contrário da recuperação, neste processo ocorre a migração de contornos de alto ângulo. Para que ocorra é necessário que uma deformação crítica ( $\epsilon_c$ ) seja alcançada. As curvas características deste processo (Figura 1a), são caracterizadas pela existência de um pico de tensão seguido de um patamar de regime estacionário. A deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), pode ser determinada a partir do gráfico da derivada  $d\sigma/d\epsilon$  ( $\theta$ ) pela tensão (Figura 1b).<sup>(4)</sup>



**Figura 1.** (a) Curva de escoamento comparando os fenômenos de encruamento, de recuperação dinâmica e de recristalização dinâmica; e (b) derivada da curva tensão-deformação.<sup>(4)</sup>

O objetivo deste trabalho é estudar a ocorrência dos processos de amaciamento em aços API 5L microligados ao Nb-V-Ti utilizando ensaios de torção a quente em conjunto com investigações metalográficas e modelos microestruturais.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

Neste estudo foi utilizado um tubo de aço API 5L X70, de 24" de diâmetro e 0,812" de espessura fabricado para a implementação de uma obra de um gasoduto. O tubo foi fabricado pelo processo UOE através de chapas produzidas pelo processo de laminação controlada sem resfriamento acelerado.

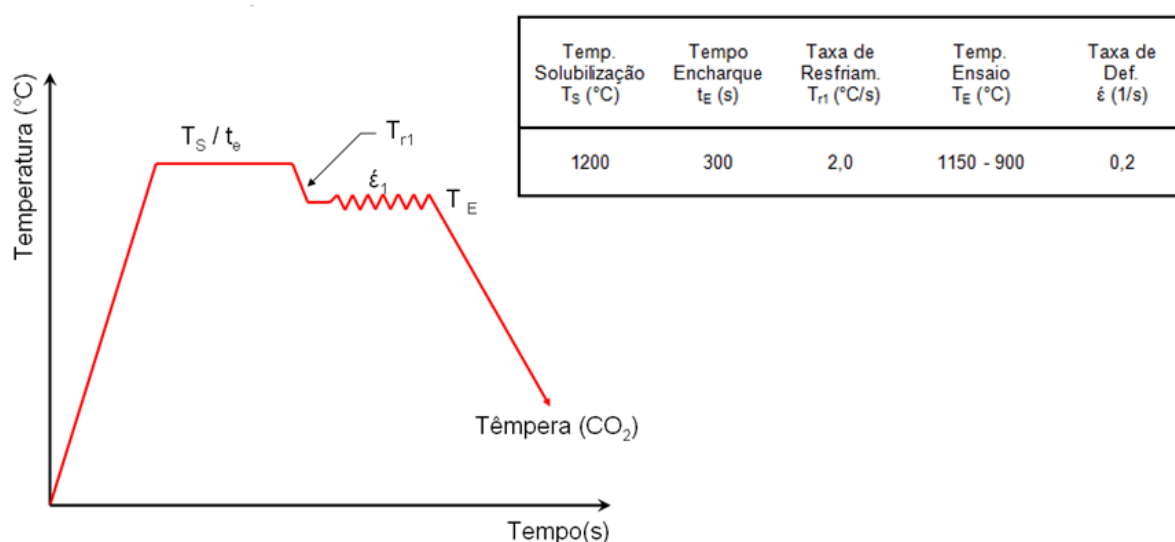
A Tabela 1 mostra a composição química do material utilizado neste estudo, extraídos do relatório Sumário de Certificado de Usina emitido pelo fabricante do tubo.

**Tabela 1.** Composição química do API 5L X70 estudado<sup>(5)</sup>

| Elementos (% em peso) |       |       |        |        |       |       |       |
|-----------------------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|
| C                     | Mn    | Si    | Nb     | V      | Ti    | Mo    | Cr    |
| 0,100                 | 1,630 | 0,150 | 0,051  | 0,035  | 0,019 | 0,003 | 0,025 |
| Ni                    | Cu    | N     | Al     | P      | S     | B     | O     |
| 0,160                 | 0,148 | 0,004 | 0,0019 | 0,0019 | 0,004 | 0,000 | 0,000 |

O tubo foi seccionado longitudinalmente e por usinagem foram obtidos corpos de prova (CDP) com área útil de 15 mm de comprimento e diâmetro de 5 mm.

Os ensaios de torção a quente foram realizados utilizando-se uma máquina horizontal de torção a quente computadorizada INSTRON modelo 55MT1-E4, com velocidade variável 0 RPM a 120 RPM e com uma célula de carga com capacidade máxima de 22 N.m pertencente ao Laboratório de Conformação Mecânica do IFES. Nestes ensaios os CDP's foram aquecidos até 1.200°C e mantidos nesta temperatura por 5 minutos, sendo em seguida resfriados com taxa média de 2°C/s até as temperaturas de deformação, na faixa de 1.150°C a 900°C, onde foram deformados e em seguida resfriados rapidamente com CO<sub>2</sub>. A taxa de deformação utilizada foi de 0,2 s<sup>-1</sup> (Figura 2).



**Figura 2.** Representação do processamento termomecânico empregado.<sup>(5)</sup>

As análises microestruturais foram realizadas a partir de um microscópio óptico convencional. As amostras foram cortadas perpendicularmente ao comprimento, embutidas, lixadas, polidas com alumina de granulometria de 1 µm a 0,3 µm e atacadas. Os ataques químicos foram realizados com o reagente Marshall

(5 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 8 g ácido oxálico e 100 ml água) associado ao uso de Nital 2% (2 ml HNO<sub>3</sub> e 98 ml etanol). Para determinação do tamanho de grão austenítico foi utilizada a Norma ASTM 112.

Para descrever a cinética de recristalização dinâmica, foram aplicadas equações disponíveis na literatura para aços ao Nb e apresentadas na Tabela 2.

**Tabela 2.** Equações para determinação da cinética de recristalização e tamanho de grão austenítico<sup>(6-8)</sup>

| Autor                             | Aço     | Mecanismo                            | Equações  | Eq. |
|-----------------------------------|---------|--------------------------------------|---|-----|
| Roucoules <sup>(6)</sup>          | C<br>Nb | Recrist.<br>Dinâmica<br>Metadinâmica | $X = 1 - \exp\left[-0,693\left(\frac{t_{ip}}{t_{0,5}}\right)\right]$                              | (1) |
|                                   |         |                                      | $t_{0,5} = 4,42 \cdot 10^{-7} \cdot \dot{\epsilon}^{-0,59} \cdot \exp(153000/RT)$                 | (2) |
| Roucoules <sup>(6)</sup>          | C<br>Nb | Dinâmica /<br>Metadinâmica           | $d^{MDRX} = 1370 \cdot \dot{\epsilon}^{-0,13} \cdot \exp\left(\frac{-45000}{R.T}\right)$          | (3) |
| Hodgson e<br>Gibbs <sup>(7)</sup> | C<br>Nb | -                                    | $d^{4,5} = d_0^{4,5} + 4,1 \cdot 10^{23} \cdot t_{ip} \cdot \exp\left(\frac{-435000}{R.T}\right)$ | (4) |
| Maccagno<br>et al. <sup>(8)</sup> | -       | -                                    | $d = d_{rec} \cdot X^{4/3} + d_{i-1} \cdot (1 - X)^2$   | (5) |

Onde: X = fração recristalizada; t<sub>ip</sub> = tempo interpasse; t<sub>0,5</sub> = tempo para 50% de recristalização;  $\dot{\epsilon}$  = taxa de deformação; T = temperatura; R = constante universal dos gases; d<sup>MDRX</sup> ou d<sub>rec</sub> = tamanho de grão após recristalização completa; d = tamanho de grão final, após crescimento ou recristalização parcial; e d<sub>0</sub> = tamanho de grão do passe anterior (ou inicial).

### 3 RESULTADOS

#### 3.1 Temperaturas Críticas e de Solubilização

Inicialmente, as temperaturas de não recristalização (T<sub>nr</sub>) e de início de transformação de fase austenita-ferrita (T<sub>Ar3</sub>) foram estimadas utilizando as equações de Boratto et al.<sup>(9)</sup> e Ouchi, Sampei e Kozasu<sup>(10)</sup> respectivamente, obtendo-se como resultado 1.080°C e 741°C. Também foi utilizado como referência os resultados obtidos por Shiavo et al.,<sup>(11)</sup> que investigaram a influência dos parâmetros de solubilização, temperatura e tempo de encharque na T<sub>nr</sub>, de um aço microligado ao Nb-V-Ti bastante similar ao estudado neste trabalho. Para as condições de temperatura de solubilização de 1.200°C e tempo de encharque de 300 s, a T<sub>nr</sub> obtida foi 945°C.

A estimativa da T<sub>nr</sub> em 945°C, obtido por Shiavo et al.,<sup>(11)</sup> está próxima deste resultado, mas ligeiramente subestimada. Já a estimativa obtida pela equação de Boratto apresentou desvio de 13% em relação aos resultados experimentais. Segundo Shiavo et al.,<sup>(11)</sup> esta diferença pode ser explicada pelo fato de que nesta equação, deve-se levar em conta o teor dos elementos microligados em solução sólida e não os valores de composição nominal.

As temperaturas de solubilização dos principais carbonitretos esperados no aço microligado ao Nb-Ti-V foram estimadas a partir de equações do produto de solubilidade disponíveis na literatura<sup>(12)</sup> e estão apresentadas na Tabela 3.

**Tabela 3.** Temperaturas de solubilização dos carbonetos e nitretos na austenita estimados para o aço em estudo<sup>(5)</sup>

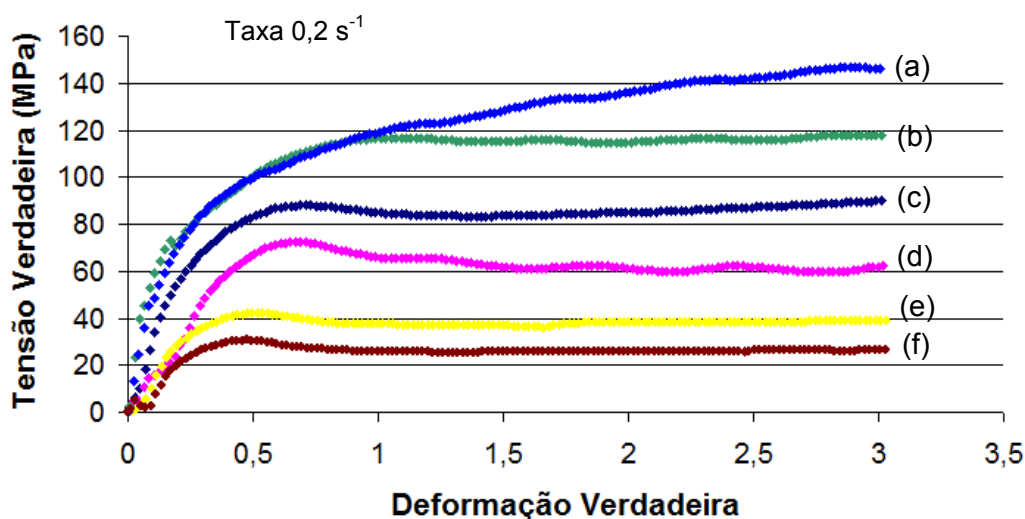
| Temperaturas Solubilização |       |       |         |         |         |         |         |
|----------------------------|-------|-------|---------|---------|---------|---------|---------|
| VC                         | VN    | AlN   | NbN     | Nb(C,N) | NbC     | TiC     | TiN     |
| 762°C                      | 866°C | 946°C | 1.037°C | 1.219°C | 1.266°C | 1.307°C | 1.619°C |

A partir destas estimativas preliminares podemos verificar que:

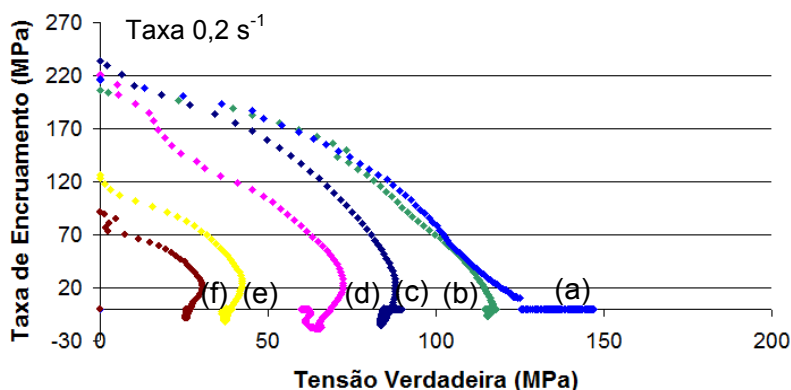
- $T_{Ar3}$  igual a 741°C, indica que todos os ensaios de torção a quente foram realizados no campo austenítico; e
- na temperatura de solubilização utilizada, 1.200°C, os nitretos e carbonetos de Ti e parte dos nitretos e carbonetos de Nb não estarão em solução.

### 3.2 Ensaios de Torção Isotérmicos

A partir do ciclo proposto (Figura 2), foram obtidas as curvas de escoamento plástico e a curva da variação da taxa de encruamento em função da tensão aplicada, Figuras 3 e 4 respectivamente. Através destas curvas, foram levantados os principais parâmetros termomecânicos de interesse (Tabela 4).



**Figura 3.** Curvas de escoamento plástico. Taxa de deformação de 0,2 s<sup>-1</sup>. Temperaturas de deformação: (a) 900°C; (b) 950°C; (c) 1.000°C; (d) 1.050°C; (e) 1.100°C; e (f) 1.150°C.<sup>(5)</sup>



**Figura 4.** Variação da taxa de encruamento em função da tensão aplicada. Taxa de deformação de  $0,2 \text{ s}^{-1}$ . Temperaturas de deformação: (a)  $900^\circ\text{C}$ ; (b)  $950^\circ\text{C}$ ; (c)  $1.000^\circ\text{C}$ ; (d)  $1.050^\circ\text{C}$ ; (e)  $1.100^\circ\text{C}$ ; e (f)  $1.150^\circ\text{C}$ .<sup>(5)</sup>

**Tabela 4.** Parâmetros obtidos nos ensaios isotérmicos contínuos<sup>(5)</sup>

| Temperatura ( $^\circ\text{C}$ ) | Deformação Crítica $\epsilon_C$ | Deformação de Pico $\epsilon_P$ | Tensão Crítica $\sigma_C$ (MPa) | Tensão Pico $\sigma_P$ (MPa) |
|----------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|------------------------------|
| 900                              | -                               | -                               | -                               | -                            |
| 950                              | -                               | 1,07                            | -                               | 110                          |
| 1000                             | 0,53                            | 0,69                            | 83                              | 88                           |
| 1050                             | 0,50                            | 0,67                            | 67                              | 72                           |
| 1100                             | 0,36                            | 0,51                            | 39                              | 42                           |
| 1150                             | 0,29                            | 0,47                            | 26                              | 31                           |

### 3.3 Modelo Microestrutural

Utilizando as equações propostas para descrever a cinética de recristalização, foram calculados os valores de fração de recristalização e o de tamanho de grão austenítico após a deformação (Tabela 5). Observa-se um aumento contínuo da fração recristalizada  $X$ , com o aumento da temperatura.

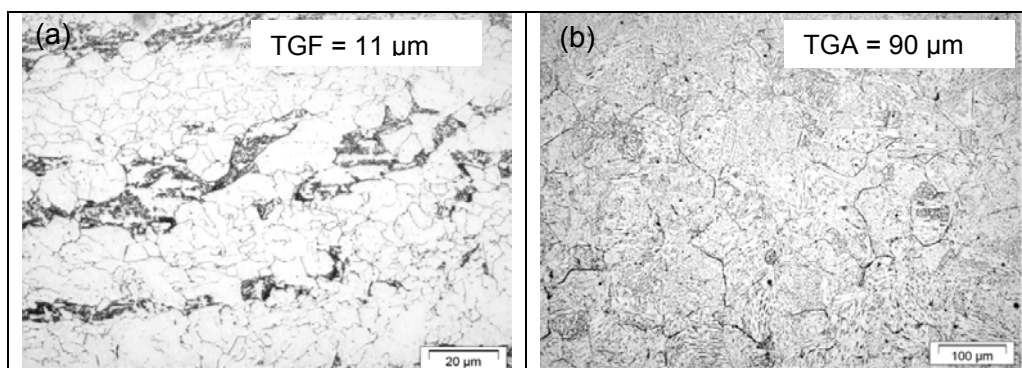
**Tabela 5.** Fração de recristalização ( $X$ ) e do tamanho de grão ( $d_f$ ) após deformação calculados através de modelamento matemático para ensaios de deformação isotérmicos contínuos com ocorrência de recristalização dinâmica<sup>(5)</sup>

| Temperatura ( $^\circ\text{C}$ ) | $d_0$ ( $\mu\text{m}$ ) | $t_{ip}$ (s) | $t_{0,5}$ (s) | $x$         | $d_f$ ( $\mu\text{m}$ ) |
|----------------------------------|-------------------------|--------------|---------------|-------------|-------------------------|
| 1.000                            | 90                      | 2            | 2,17          | <b>0,47</b> | <b>34</b>               |
| 1.050                            | 90                      | 2            | 1,26          | <b>0,67</b> | <b>26</b>               |
| 1.100                            | 90                      | 2            | 0,76          | <b>0,84</b> | <b>28</b>               |
| 1.150                            | 90                      | 2            | 0,47          | <b>0,95</b> | <b>38</b>               |

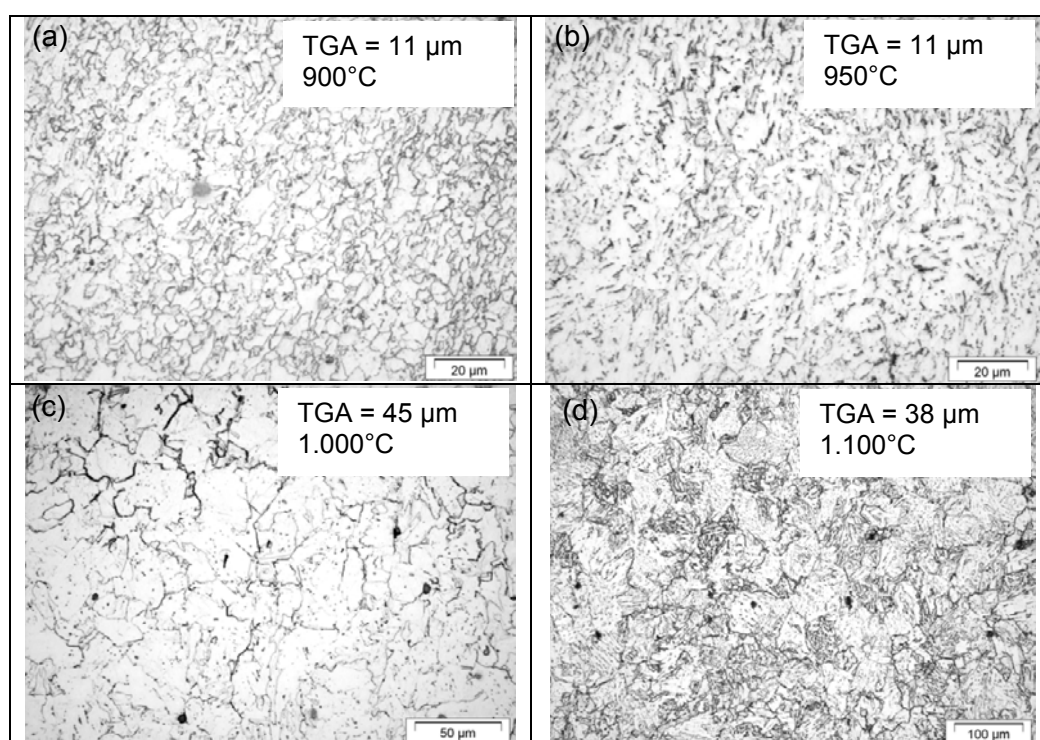
### 3.4 Ensaios Metalográficos

As Figuras 5 e 6, apresentam os resultados da análise metalográfica realizada nas amostras. Na Figura 5a, obtido através da análise do material recebido, o tamanho de grão está compatível o tamanho de grão final esperado de um aço API 5L X70 após processamento termomecânico. Na Figura 5b, observa-se que o tamanho de grão dos CDP's após o processo de solubilização ( $1.200^\circ\text{C}$  e 300 s) possui TGA de  $90 \mu\text{m}$ . Este foi o valor considerado como o tamanho de grão inicial ( $d_0$ ) no modelo

microestrutural. A Figura 6 apresenta as micrografias das amostras após os ensaios de torção a quente.



**Figura 5.** (a) Microestrutura do aço API 5L X70 no estado como recebido; e (b) microestrutura do material solubilizada a 1.200°C por 5 min e resfriado em CO<sub>2</sub>.<sup>(5)</sup>



**Figura 6.** Microestrutura do aço API 5L X70 deformado nos ensaios isotérmicos contínuos e resfriado em CO<sub>2</sub>. Taxa de deformação 0,2 s<sup>-1</sup>. Temperatura de deformação: (a) 900°C; (b) 950°C; (c) 1.000°C; e (d) 1.100°C.<sup>(5)</sup>

#### 4 DISCUSSÃO

Analisando as curvas obtidas nas Figuras 3 e 4, e os parâmetros obtidos através da análise destas curvas (Tabela 4), a 900°C, verifica-se que não ocorreu recristalização dinâmica, mas um aumento contínuo da tensão até a interrupção do ensaio com uma tendência da curva de escoamento plástico de atingir a tensão de estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) em deformações elevadas que pode estar associado ao início da ocorrência da recuperação dinâmica durante o processo de deformação. A 950°C a ocorrência do processo de recuperação dinâmica fica evidente, já que a tensão de estado estacionário ( $\sigma_{ss}$ ) é atingida e a curva de escoamento plástico passa a apresentar curva típica da ocorrência deste processo.

Nas Figuras 6a e 6b, tanto na temperatura de 900°C, como na temperatura de 950°C, os grãos apresentam-se levemente deformados com tamanho de grão austenítico médio de 11 µm, Na recuperação dinâmica, não ocorre migração de contornos de grãos, mas o alongamento do grão de acordo com a mudança de forma do material, enquanto os subgrãos formados mantém-se com estrutura equiaxial.<sup>(3)</sup>

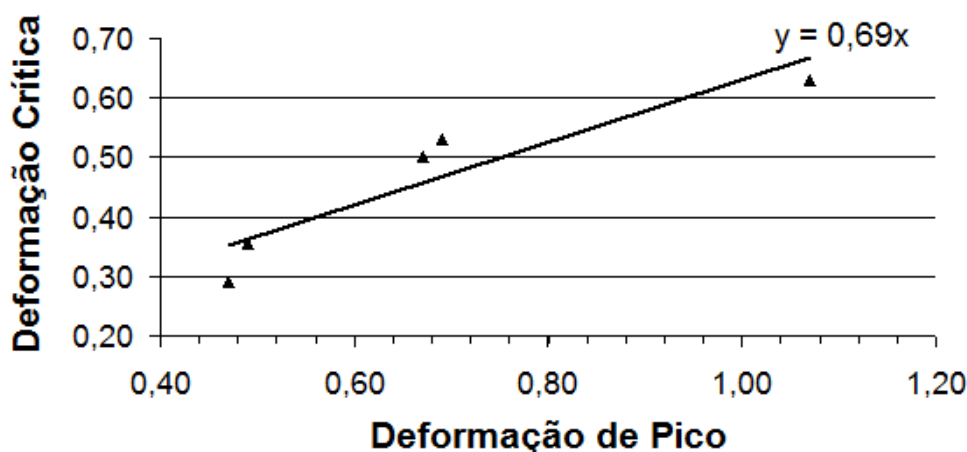
A não ocorrência da recristalização nas temperaturas de 900°C e 950°C, pode estar relacionado à presença dos elementos microligantes que, presentes em solução sólida e/ou nos precipitados, possuem a capacidade de restringir a recristalização dos grãos de austenita, causando o seu encruamento.

Nos ensaios a partir de 1.000°C, as curvas de escoamento plástico apresentam um pico de tensão e diminui até um estado estacionário, característico da recristalização dinâmica. Observa-se que quando a temperatura diminui, os picos se deslocam para valores maiores de tensão, comportamento já esperado e relatado em vários trabalhos similares.<sup>(13,14)</sup>

Para o ensaio realizado a 1.000°C, a fração recristalizada calculada através do modelo (Tabela 5), foi de 0,47, indicando que a recristalização não se completou durante a deformação. Nessa condição, verifica-se que os grãos austeníticos encontram-se mais refinados do que imediatamente antes da deformação, de 90 µm para 45 µm, apresentando morfologia com grãos de tamanhos heterogêneos, o que indica que o processo de recristalização ainda estava em andamento quando da interrupção do ensaio.

Para o ensaio realizado na temperatura de deformação de 1.100°C, a fração recristalizada calculada pelo modelo foi de 0,76. A Figura 6d mostra que os grãos sofreram um refino mais acentuado, de 90 µm para 38 µm, apresentando-se mais uniformes em relação àqueles resultantes do ensaio realizado na temperatura de 1.000°C.

Por fim, analisando o valor médio da relação  $\epsilon_c/\epsilon_p$  observado nos ensaios de torção para o aço em estudo foi de cerca de 0,69. Este valor está coerente com os resultados obtidos por outros pesquisadores para aços microligados, principalmente contendo Nb e Ti<sup>(4,6)</sup> (Figura 7).



**Figura 7.** Relação entre a deformação crítica e a deformação de pico para o aço API 5L microligado ao Nb-Ti-V.<sup>(5)</sup>



## 5 CONCLUSÃO

- O aço API 5L microligado ao Nb, Ti e V sofre um crescente amaciamento com o aumento da temperatura de ensaio a partir de 900°C. A partir desta temperatura até 950°C, não houve a ocorrência de recristalização dinâmica. Em ambos os ensaios, o tamanho de grão austenítico obtido foi de 11 µm;
- a estimativa da temperatura de não recristalização ( $T_{nr}$ ) obtida pela equação de Boratto (1.080°C) apresentou valor superestimado em cerca de 13% relação aos resultados experimentais. Já a estimativa da  $T_{nr}$  obtida por Shivo et al (945°C),<sup>(10)</sup> ficou ligeiramente subestimada em relação aos ensaios experimentais;
- na faixa de temperaturas de 1.000°C a 1.150°C, as curvas de escoamento plástico indicam que o amaciamento se dá pela recristalização dinâmica. A tensão de pico e a deformação de pico ( $\epsilon_p$ ), assim como a deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), diminuem continuamente com a temperatura. A relação  $\epsilon_c/\epsilon_p$  se mantém em aproximadamente 0,69; e
- a análise conjunta de ensaios de torção a quente, análises metalográficas e modelos matemáticos para avaliar a dinâmica dos processos de amaciamentos mostrou-se interessante para compreender e pesquisar estes processos.

## Agradecimentos

Aos Professores Dr. Adonias Ribeiro Franco Jr., Dr. Estéfano Aparecido Vieira e Dr. Marcelo Lucas Pereira Machado pela orientação e discussões, ao Funcefetes pelo apoio financeiro para confecção dos corpos de prova utilizados no estudo e aos colegas do Mestrado do Propemm-IFES, Mariana, Cristiano e Rafael, pelo apoio na realização dos ensaios de torção a quente.

## REFERÊNCIAS

- 1 RAMÍREZ, M. F. G.; Estudo da Transformação Durante o Resfriamento Contínuo e da Microestrutura do Aço Microligado X80 Utilizado na Construção de Tubos para Transporte de Gás Natural e Petróleo. **Dissertação de Mestrado**. USP, São Paulo, SP, 2008.
- 2 VIEIRA, A. A. H.; Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos. **Dissertação de Mestrado** - PUC-Rio, Rio de Janeiro, RJ, 2007.
- 3 PADILHA, Â. F., SICILIANO JR, F. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
- 4 POLIAK, E. I.; JONAS, J. J.; A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. **Acta Materialia**, v. 44, n. 1, p. 127-136, 1996.
- 5 ROSA, L. B.; Estudo do comportamento termomecânico do aço API 5L microligado ao Nb-V-Ti por ensaios de torção a quente. **Dissertação de Mestrado**. IFES, Vitória, ES, 2011.
- 6 ROUCOULES, Christine. Dynamic and Metadynamic Recrystallization in HSLA Steels.: **PhD Thesis and Metallurgical Engineering**. 269pp. Montreal, Canada. 1992.
- 7 HODGSON, P. D., GIBBS, R. K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. **ISI International**, vol. 32, nº 12, pp. 1329-1338, set. 1992.

- 8 MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J., HODGSON, P. D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. **ISIJ International**, vol. 36, nº 6, pp. 720-728, jan. 1996.
- 9 BORATTO, F. J. M. et al.; Effect of chemical composition on the critical Temperature of microalloyed steels. **ISIJ**, Tokyo, Japan, 1988. In (pp 383-390).
- 10 OUCHI, C.; SAMPEI, T.; KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of transformation after hot rolling. **Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan**, v. 22, n. 03, p. 214- 222, 1982.
- 11 SHIAVO, C. P. et al; Influência dos parâmetros de solubilização, temperatura e tempo de encharque na  $T_{nr}$  em um aço microligado ao Nb, V e Ti. **In: Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v.8, n.1, p. 14-18, jan.-mar. 2011.
- 12 MUSSCHENBORN, K. P.; INLAU, L.; MEYER, U.; Recent Development in Physical Metallurgy and Processing Technology of Microalloyed Flat Rolled Steels. IPC2006-10048, **In: Microalloying'95 Conference Proceeding**, p 35-48, 1995.
- 13 REIS, E. G.; Modelo Matemático para Previsão das Propriedades Mecânicas na Laminação a Quente de Perfis Estruturais. **Dissertação de Mestrado**. UFMG, Belo Horizonte, MG, 2007.
- 14 REGONE, W.; Simulação da Laminação a Quente de um Aço Livre de Intersticiais (IF) Através de Ensaios de Torção. **Tese de Doutorado**. UFSCar, São Carlos, SP, 2001.