

SIMULAÇÃO POR TORÇÃO A QUENTE DA EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA NA LAMINAÇÃO CONTÍNUA DE TUBOS SEM COSTURA ¹

*Ricardo Nolasco de Carvalho²
Dagoberto Brandão Santos³
Ronaldo Barbosa⁴*

Resumo

Ensaio de torção a quente são comumente empregados na simulação de processos de laminação, notadamente de planos. Raros são os casos onde esse tipo de ensaio é utilizado para não planos, como no caso de tubos sem costura. Este trabalho apresenta técnica experimental que permite simular algumas características do processo de fabricação de tubos sem costura, dando-se ênfase à evolução da microestrutura durante o procedimento de conformação a quente. Primeiramente o processo de fabricação de tubos sem costura foi analisado e sistematizado em termos de suas variáveis principais de fabricação: temperatura, deformação, taxa de deformação e tempo entre passes. Em seguida, testes de torção foram utilizados reproduzindo, onde possível, ou simulando, onde necessário, essas variáveis, utilizando-se, nesse caso, um aço C-Mn norma DIN St52. A evolução da microestrutura foi acompanhada medindo-se o tamanho de grão após passes pré-determinados e comparados com previsões de modelos matemáticos largamente conhecidos na literatura. Tubos sem costura são fabricados mediante seqüências de passes relativamente complexas em que deformações são aplicadas a elevadas temperaturas, passando esses produtos por uma transformação de fases austenita-ferrita e sofrendo re-aquecimento em linha antes do acabamento, havendo, neste caso, uma re-austenização das peças. Embora nem todos os aspectos desse processo possam ser reproduzidos em laboratório, os resultados indicam claramente que tamanhos de grão à temperatura ambiente podem ser previstos mediante uso de técnica experimental relativamente simples.

Palavras-chave: Ensaio de torção a quente; Laminação de tubos sem costura.

¹ 60º Congresso Anual da ABM. 25 a 28 de Julho de 2005 – Belo Horizonte – MG – Brasil

² Engenheiro Sênior da V & M do Brasil, Mestre e Doutorando em Engenharia Metalúrgica e de Minas pela UFMG.

³ Membro da ABM, Engenheiro Metalúrgico, Mestre, Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

⁴ Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre, Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

1 INTRODUÇÃO

A laminação controlada de aços microligados foi bastante estudada na segunda metade do século passado e hoje se encontra bastante difundida na indústria de planos. Os materiais e as técnicas de laminação desenvolvidas permitiram: (1) a redução de custos pela eliminação de tratamentos térmicos posteriores tais como normalização, têmpera e revenimento e (2) obtenção de níveis mais elevados de resistência mecânica, tenacidade, soldabilidade e formabilidade. O desenvolvimento desta técnica de laminação tem sido apoiada por uma enorme quantidade de estudos sobre as cinéticas de precipitação e recristalização em aços microligados, principalmente ao nióbio, titânio, vanádio e boro. Grande parte desses estudos foram baseados em ensaios de torção a quente ou compressão, que tornaram possível a simulação direta de ciclos industriais e estudos sobre a cinética dos fenômenos citados anteriormente^(1,2).

Na laminação de tubos sem costura, entretanto, somente alguns poucos trabalhos tratam da aplicação dos conceitos da laminação controlada⁽³⁻⁶⁾. Estes trabalhos foram desenvolvidos no final da década de 80 e início da década de 90 e, basicamente, tratam da descrição e simulação de ciclos termomecânicos típicos de algumas bitolas e avaliação da resposta de algumas ligas a este ciclo. Os efeitos de alguns parâmetros de laminação também foram testados, tais como: o resfriamento intermediário até temperaturas abaixo de Ar1 e o efeito da velocidade de resfriamento. As principais dificuldades encontradas na aplicação destas técnicas em tubos sem costura estão relacionadas a: (1) pouca possibilidade de modificação nos esquemas de passes e, em alguns casos, baixas deformações no último laminador e (2) à dificuldade de se implementar o resfriamento acelerado nas linhas atuais. O ciclo termomecânico durante a laminação de tubos sem costura possui algumas diferenças em relação à laminação de produtos planos. As principais diferenças se referem às etapas finais do processo onde: (1) existe a possibilidade de se resfriar o material até temperaturas inferiores a Ar1 antes do laminador estirador redutor, (2) a deformação, a velocidade de deformação e a temperatura neste laminador são geralmente mais baixas que as observadas nos laminadores de tiras a quente e (3) o resfriamento ocorre ao ar, ao contrário do resfriamento forçado na mesa de saída de um LTQ.

Dessa forma, este trabalho pretende mostrar os resultados do uso de ensaios de torção a quente na simulação da laminação contínua de tubos sem costura na V& M do Brasil. Tem também o objetivo de mostrar a ocorrência de fenômenos típicos da laminação de tubos sem costura, bem como sua influência na evolução microestrutural. A continuidade desse estudo deverá contribuir para o esclarecimento do papel da adição de alguns elementos microligantes, quando os tubos são submetidos às condições específicas de laminação. Isso possibilitará também o projeto de novas ligas e a otimização de determinados parâmetros de processos, para atender determinadas características de qualidade que atualmente só podem ser garantidas via têmpera e revenimento.

2 METODOLOGIA

O principal objetivo deste trabalho é de confrontar os resultados obtidos via simulação por torção com aqueles obtidos em laminações industriais. Adotou-se,

para este fim, um aço C-Mn utilizado na produção de tubos para fabricação de peças, conhecidos como tubos mecânicos (Tabela 1).

Tabela 1. Análise química da corrida utilizada no experimento industrial e nas simulações por torção a quente (%).

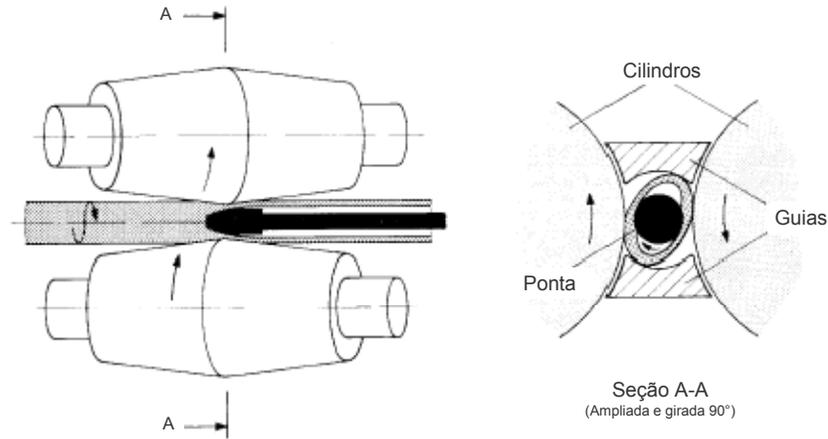
| Aço | C | Mn | P | S | Si | Cr | Al | N |
|----------|------|------|-------|-------|------|------|-------|--------|
| DIN St52 | 0,20 | 1,47 | 0,013 | 0,009 | 0,26 | 0,17 | 0,019 | 0,0065 |

O ciclo termomecânico tipicamente desenvolvido na laminação de tubos em DIN St52 na bitola 127,0 x 15,90mm foi totalmente caracterizado e utilizado nas simulações por torção a quente em laboratório. Estas simulações foram conduzidas em uma máquina de torção servo-hidráulica computadorizada. As amostras foram aquecidas em um forno radiante, protegidas com atmosfera de argônio que circula em um tubo de quartzo. Essas amostras foram usinadas com 6,3mm de diâmetro e 20mm de comprimento, a partir dos tubos laminados citados anteriormente. Os sinais de torque e de deformação angular foram coletados e convertidos em curvas tensão-deformação equivalente utilizando equações citadas na literatura⁽⁷⁾. As simplificações necessárias na determinação dos passes para simulação foram feitas com o auxílio de um modelo microestrutural desenvolvido com base naqueles construídos por Siciliano Jr et al^(8,9), para laminação de tiras a quente. Com este modelo microestrutural foi possível avaliar os possíveis impactos dessas simplificações na evolução da microestrutura.

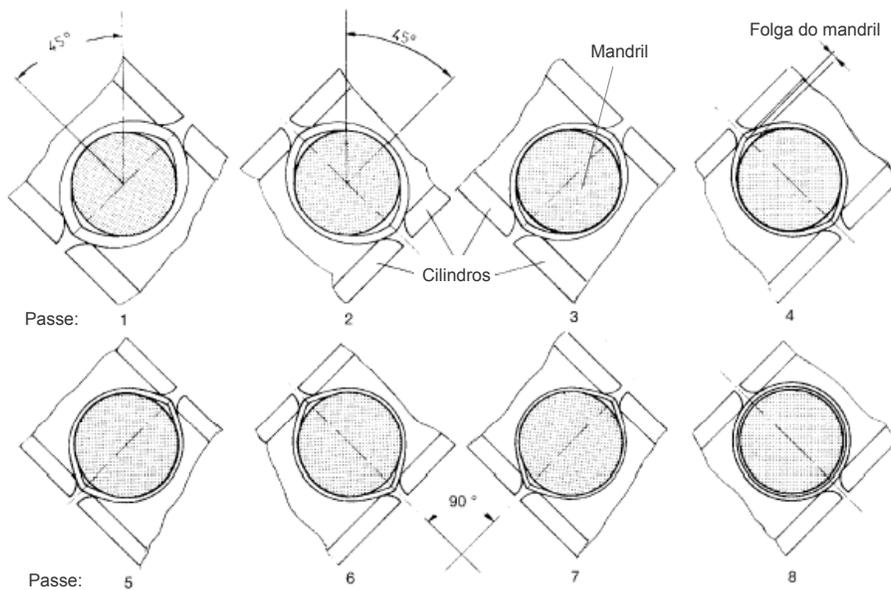
Após os ensaios, as amostras foram analisadas metalograficamente numa superfície polida longitudinalmente localizada a uma profundidade de aproximadamente 0,25mm. As microestruturas foram reveladas com ácido pícrico mais teepol e nital 2%, respectivamente. O tamanho de grão austenítico e ferrítico foram medidos pelo método dos interceptos⁽¹⁰⁾, lembrando que, no último caso, a contagem deve considerar também os contornos entre ferrita e perlita, bem como a fração desses dois constituintes.

3 RESULTADOS

Na linha de laminação contínua de tubos sem costura da V & M do Brasil, os blocos são aquecidos em um forno rotativo à aproximadamente 1280°C e, em seguida, perfurados em um laminador oblíquo. A Figura 1a mostra uma representação esquemática do processo de perfuração. A lupa produzida nesse processo tem seu diâmetro externo reduzido em um laminador redutor com 6 cadeiras, antes de ser transferida para o laminador contínuo. Neste último, a lupa reduzida recebe um mandril (barra maciça de aço) em seu interior e é laminada em 8 cadeiras com dois cilindros cada, defasadas de 90°C, conforme mostra a Figura 1b. A lupa produzida no laminador contínuo possui espessura de parede próxima da especificada para o produto. Em seguida, esta lupa é reaquecida em um forno de vigas caminhantes a aproximadamente 950°C, descarepada e processada em um laminador estirador redutor em até 24 cadeiras, dependendo das dimensões finais do produto. Neste laminador é feito também o ajuste final de espessura da parede através do controle da tensão entre as cadeiras.



(a)



(b)

Figura 1. (a) Representação esquemática do processo de perfuração na laminação contínua e (b) Diagrama mostrando o processo de deformação de uma lupa nas 8 cadeiras do laminador com mandril. A lupa reduzida recebe um mandril (barra maciça de aço) em seu interior e é laminada em 8 cadeiras com dois cilindros cada, defasadas de 90°C.

A deformação e velocidade de deformação em cada etapa do processo podem ser calculadas de acordo com Barbosa et al.⁽³⁾ e Pussegoda et al.⁽⁴⁾. A deformação é calculada com base nas componentes de deformação no comprimento (ϵ_l), na espessura de parede (ϵ_t) e no diâmetro (ϵ_c) através de:

$$\epsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_l - \epsilon_t)^2 + (\epsilon_t - \epsilon_c)^2 + (\epsilon_c - \epsilon_l)^2} \quad (3.1)$$

A velocidade de deformação pode ser calculada através da relação entre a deformação equivalente (ϵ_{eq}) e o tempo de contato (t_c) através de:

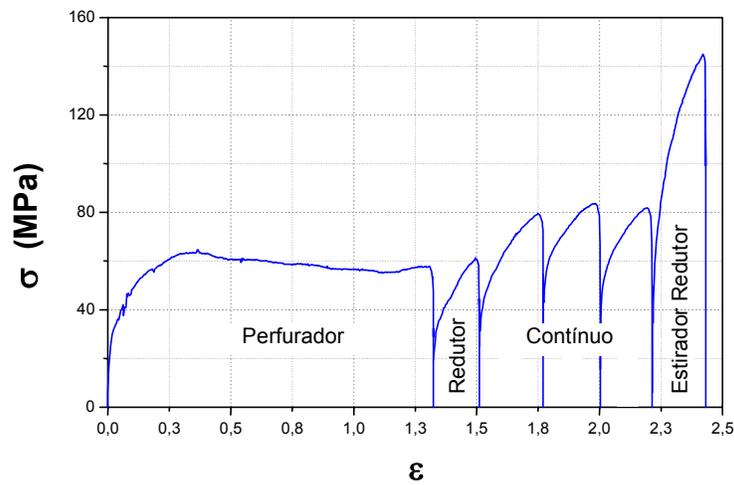
$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon_{eq}}{t_c} \quad (3.2)$$

Detalhes das equações utilizadas no caso particular da laminação contínua da V&M serão objeto de uma outra publicação, sendo relevante aqui apenas mostrar a seqüência de passes utilizada na simulação do processo. Dessa forma, com base no processo de cálculo para a deformação e velocidade de deformação e nas medições de temperaturas de laminação e tempos entre laminadores, a laminação de tubos na bitola 127,0 x 15,90mm pode ser resumida de acordo com a Tabela 2. As simplificações propostas para a simulação envolvem diminuição da velocidade de deformação devido à limitação da máquina de torção e agrupamentos de passes cujas deformações e tempos entre passes são muito pequenos. Neste último caso, a cinética de recristalização ($t_{0,5}$) é retardada em aproximadamente uma ordem de grandeza e torna-se muito maior que os tempos entre passes, produzindo um acúmulo de deformação e permitindo o agrupamento. Os efeitos dessas simplificações na evolução da microestrutura foram avaliados através do modelo desenvolvido anteriormente, onde observou-se uma evolução microestrutural bastante semelhante à apresentada no ciclo real.

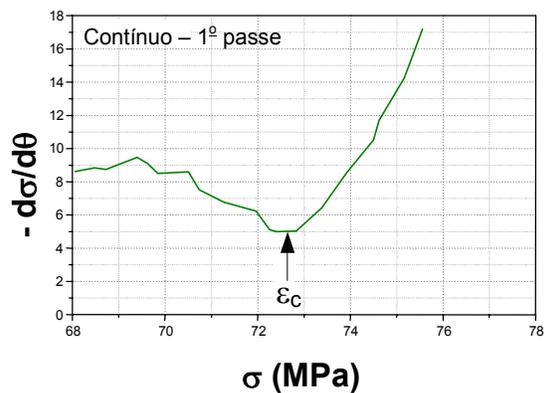
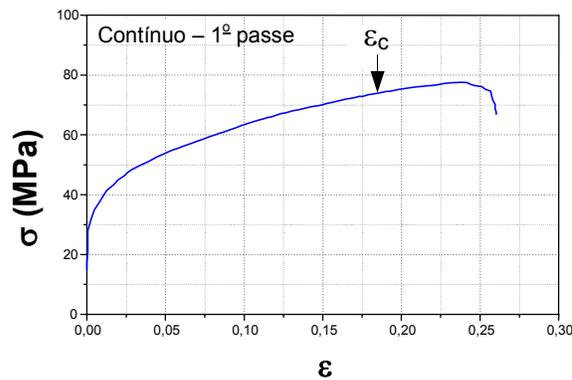
Tabela 2. Ciclo termomecânico real para a bitola 127,0 x 15,90mm e ciclo proposto para simulação. O tempo entre passes (t_{ip}) é o tempo após o passe considerado.

| Equipamento | Passe | 127,0 x 15,90 mm | | | | Simulação | | | |
|-----------------------------------|-------|------------------|---------------------------|-------------------|-----------------|------------|---------------------------|-------------------|-----------------|
| | | ϵ | $\dot{\epsilon}$ (1/s) | T (°C) | t_{ip} (s) | ϵ | $\dot{\epsilon}$ (1/s) | T (°C) | t_{ip} (s) |
| Forno de aquecimento de blocos | - | - | - | 1280°C / 30min | 70 | - | - | 1280°C / 30min | 70 |
| Laminador perfurador | 1 | 1,32 | 1,44 | 1220 | 10 | 1,32 | 1,44 | 1220 | 1220 |
| | 2 | 0,03 | 1,65 | 1200 | 0,32 | | | | |
| Laminador redutor | 3 | 0,05 | 2,41 | 1180 | 0,27 | 0,19 | 1,00 | 1175 | 30 |
| | 4 | 0,04 | 2,34 | 1170 | 0,25 | | | | |
| | 5 | 0,02 | 1,76 | 1160 | 0,24 | | | | |
| | 6 | 0,001 | 0,10 | 1150 | 30 | | | | |
| Laminador contínuo | 1 | 0,26 | 7,44 | 1150 | 0,48 | 0,26 | 2,00 | 1130 | 0,48 |
| | 2 | 0,23 | 13,22 | 1130 | 0,38 | | | | |
| | 3 | 0,09 | 9,16 | 1110 | 0,36 | | | | |
| | 4 | 0,06 | 8,36 | 1090 | 0,34 | | | | |
| | 5 | 0,02 | 5,05 | 1070 | 0,34 | | | | |
| | 6 | 0,01 | 3,56 | 1050 | 0,33 | | | | |
| | 7 + 8 | 0,02 | 6,23 | 1030 | 200 | | | | |
| Leito I | - | - | - | 830 | 600 | - | - | 830 | 600 |
| Forno de rea aquecimento de lupas | - | - | - | 940 | 5 | - | - | 940 | 5 |
| Laminador estirador redutor | 1 | 0,02 | 1,39 | 930 | 0,25 | 0,22 | 1,00 | 915 | 1200 |
| | 2 | 0,04 | 2,29 | 924 | 0,24 | | | | |
| | 3 | 0,05 | 2,54 | 919 | 0,24 | | | | |
| | 4 | 0,05 | 2,61 | 913 | 0,24 | | | | |
| | 5 | 0,03 | 2,23 | 907 | 0,23 | | | | |
| | 6 | 0,01 | 1,38 | 901 | 0,24 | | | | |
| | 7 | 0,004 | 0,84 | 896 | 0,24 | | | | |
| | 8 | 0,003 | 0,68 | 890 | 1200 | | | | |
| Leito II | - | - | - | 400 | - | - | - | 400 | - |

A Figura 2a mostra as curvas tensão-deformação para a simulação proposta na Tabela 2. A ocorrência de recristalização dinâmica no laminador perfurador é evidente, com deformação de pico (ϵ_p) ocorrendo a 0,32. No laminador contínuo, entretanto, a ocorrência deste fenômeno não é tão evidente mas pode ser verificada utilizando-se o método desenvolvido por Poliak e Jonas⁽¹¹⁾ para a determinação da deformação crítica (ϵ_c). De acordo com esses autores, a curva $-\partial\theta/\partial\sigma$ versus σ fornece um ponto de mínimo que representa uma inflexão na curva da taxa de encruamento (θ) versus a tensão (σ), como pode ser observado na figura 2b para o primeiro passe do laminador contínuo. De acordo com esse método, encontrou-se uma deformação crítica (ϵ_c) de 0,23 para o laminador perfurador, 0,11 para os 6 passes agrupados do laminador redutor, 0,17, 0,18 e 0,14, respectivamente para o primeiro, segundo e 6 últimos passes agrupados do laminador contínuo.



(a)



(b)

Figura 2. Curvas tensão-deformação obtidas na simulação por torção a quente (a) do ciclo completo e (b) mostrando a determinação da deformação crítica para recristalização dinâmica (ϵ_c) para o primeiro passe do laminador contínuo.

A Figura 3 mostra uma comparação da microestrutura final obtida via simulação e via laminação em escala industrial na bitola 127,0 x 15,90mm. Observa-se uma microestrutura composta de ferrita, perlita e alguma bainita. A microestrutura obtida via simulação apresentou um tamanho de grão ferrítico de $20,8 \pm 1,1\mu\text{m}$ com uma fração de ferrita pró-eutetóide de 76%. Já a microestrutura do material laminado em escala industrial apresentou um tamanho de grão ferrítico de $15,5 \pm 1,3\mu\text{m}$ com uma fração de 64%. Para se avaliar a evolução microestrutural durante o processo, a simulação foi interrompida após o aquecimento do bloco, após o laminador contínuo, após o reaquecimento da lupa e após o laminador estirador redutor. O tamanho de grão austenítico observado nesses 4 pontos do processo foram de $244 \pm 18,5$; $65 \pm 5,2$; $62 \pm 3,8$ e $45 \pm 4,5\mu\text{m}$, respectivamente.

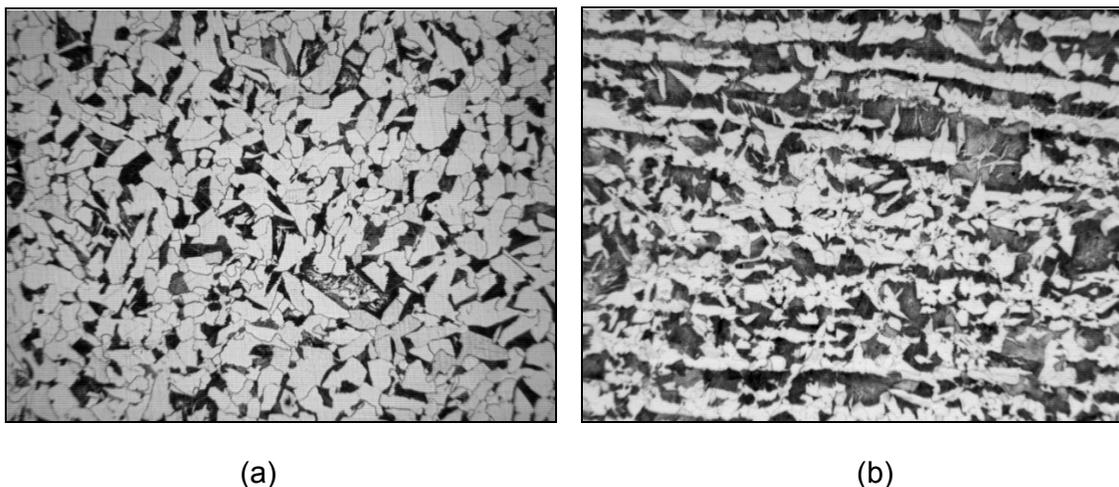


Figura 3. Microestrutura após (a) simulação do ciclo completo em laboratório e (b) laminação em escala industrial na bitola 127,0 x 15,90mm (nital 2%, 200X).

4 DISCUSSÃO

De modo geral pode-se dividir a laminação contínua de tubos sem costura em duas etapas: a de desbaste composta pelos 3 primeiros laminadores (perfurador, redutor e contínuo) e a de acabamento pelo laminador estirador redutor. A primeira etapa apresenta certa semelhança com a laminação de desbaste de tiras a quente, com temperaturas superiores a 1000°C , deformação total de aproximadamente 2,5, velocidades de deformação entre 1 e 10s^{-1} e tempos entre passes (tempo de transferência entre os 3 laminadores) de 10 a 30s. No acabamento, entretanto, a laminação de tubos sem costura apresenta diferenças significativas em relação a um laminador de tiras a quente: (1) a temperatura é cerca de 50 a 100°C mais baixa, (2) a deformação total é bastante menor que a do tiras a quente (2,5 a 3,3) e (3) a velocidade de deformação e o tempo entre passes são uma ordem de grandeza menores. Essas diferenças também podem se observadas quando se compara com um laminador de fio máquina, porém, a velocidade de deformação no acabamento da laminação contínua é duas ordens de grandeza menor e os tempos entre passes uma ordem de grandeza maior que no laminador de fio máquina.

Na etapa de desbaste que compreende os 3 primeiros laminadores, observou-se uma diminuição acentuada do tamanho de grão austenítico de $244\mu\text{m}$ após o

aquecimento do bloco para 65 μm após o laminador contínuo. Na perfuração, devido à ocorrência de recristalização dinâmica e, posteriormente, metadinâmica, já se poderia observar um refino desta ordem, uma vez que o tamanho de grão 100% recristalizado, calculado pelo modelo microestrutural citado anteriormente, é de 66 μm . Assim, como foi observado um tamanho de grão de 65 μm na saída do laminador contínuo, acredita-se que o refino produzido pelos laminadores redutor e contínuo seja contrabalançado pelo crescimento de grão que ocorre antes de cada um desses laminadores. A ausência de elementos microligantes, especialmente Ti, contribuem para esse comportamento. É importante observar ainda que, após o laminador contínuo a cinética de recristalização é bastante rápida e o tempo gasto na retirada do corpo de prova para a têmpera pode ter sido suficiente para a completa recristalização e ainda a ocorrência de algum crescimento. Isso pode justificar a semelhança entre o tamanho de grão na saída deste laminador e na saída do forno de reaquecimento.

Na etapa de acabamento (laminador estirador redutor), a diminuição do tamanho de grão de 62 para 45 μm está coerente com o modelo microestrutural que prevê uma queda de 60 para 40 μm , considerando-se a recristalização completa após o laminador. O modelo ainda prevê um tamanho de grão ferrítico final de 17,7 μm que é bastante próximo daqueles observados na simulação (20,8 μm) e na laminação em escala industrial (15,5 μm). A variação observada entre esses dois últimos valores tem causas diversas, provavelmente, associadas aos cálculos dos parâmetros industriais e da posterior simplificação para a simulação. No cálculo dos parâmetros, deformações redundantes e heterogeneidades de deformações observadas principalmente no laminador perfurador e no laminador contínuo e tensões entre cadeiras no laminador estirador redutor, foram negligenciadas. Parte dessa variação já era prevista pelo modelo microestrutural cujas estimativas para o tamanho de grão ferrítico final subiram de 16,2 (ciclo real) para 17,7 μm após as simplificações.

5 CONCLUSÕES

1 – A simulação proposta para o ciclo tende a fornecer um tamanho de grão ferrítico final similar, porém maior que o observado na laminação em escala industrial. Isso se deve tanto aos erros introduzidos nos cálculos dos parâmetros, quanto aos erros introduzidos na simplificação desses para a simulação.

2 - A técnica experimental de simulação por torção a quente é adequada para a laminação contínua de tubos sem costura, no sentido de que valores de tamanho de grão ferrítico finais similares foram obtidos da simulação e da laminação industrial, apesar das simplificações adotadas na primeira. Reforça esta afirmação, o fato de que os trabalhos que serão desenvolvidos a partir deste visam avaliar, via simulação, os efeitos de elementos microligantes e de alguns parâmetros de processo na microestrutura e propriedades mecânicas finais. Assim, os erros de transposição afetarão tanto o material ou o processo usado como referência quanto aquele proposto.

Agradecimentos

Os autores agradecem à V & M do Brasil, pelo apoio financeiro a este trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. J.J. JONAS. The hot strip mill as an experimental tool. **ISIJ International**, v.40, p. 731-738, 2000.
2. F. BORATTO, S. YUE, J.J. JONAS, T. LAWRENCE, Projeto de Esquemas de Laminação Controlada através de Ensaio de Torção Computadorizado. SEMINÁRIO LAMINAÇÃO-ABM, São Paulo, Set. 1987, p. 65-81.
3. BARBOSA, R., YUE, S., JONAS, J. J. Interim Report on the Simulation of the Seamless Tubing Process. McGill University, 1987.
4. PUSSEGODA, L. N., BARBOSA, R., YUE, S., JONAS, J. J., HUNT, P. J. Laboratory simulation of seamless-tube rolling. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 25, p. 69-90, 1991.
5. PUSSEGODA, L. N., YUE, S., JONAS, J. J. Laboratory Simulation of Seamless Tube Piercing and Rolling Using Dynamic Recrystallization Schedules. **Metallurgical Transactions A**, v. 21, p. 153-164, 1990.
6. PUSSEGODA, L. N., JONAS, J. J. Comparison of Dynamic Recrystallization and Conventional Controlled Rolling Schedules by Laboratory Simulation. **ISIJ International**, v. 31, p. 278-288, 1991.
7. BACKOFEN, W. A.; FIELDS, D. S. Determination of strain-hardening characteristics by torsion testing. **American Society for Testing and Materials**, 57, p. 1259-1272.
8. SICILIANO JR., F., MINAMI, K, MACCAGNO, T. M., JONAS, J. J. Mathematical Modeling of the Mean Flow Stress, Fractional Softening and Grain Size during Hot Strip Rolling of C-Mn Steels. **ISIJ International**, v. 36, p. 1500-1506, 1996.
9. SICILIANO JR., F., JONAS, J. J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, p. 511-530, 2000.
10. PADILHA, A. F., AMBROZIO F^o, F. **Técnicas de Análise Microestrutural**. São Paulo: Hemus, 2004.
11. POLIAK, E. I., JONAS, J. J. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. **ISIJ International**, v. 43, p. 684-691, 2003.

HOT TORSION SIMULATION OF MICROSTRUCTURAL EVOLUTION IN THE CONTINUOUS SEAMLESS-TUBE ROLLING

*Ricardo Nolasco de Carvalho
Dagoberto Brandão Santos
Ronaldo Barbosa*

Abstract

Hot torsion experiments are commonly used in the simulation of hot rolling processes notably in the case of flats. Rare are the cases however where this type of test is used to study rolling of longs, as an instance to seamless tubes. This work presents an experimental technique suitable to simulate some features of the process of manufacturing of seamless tubes, stressing the evolution of microstructure during hot forming process. Firstly, the industry process was analyzed in terms of its main variables, that is, temperature, strain, strain rate and interpass times. Secondly, hot torsion experiments were used to reproduce such variables, where possible, and, where necessary, certain simplifications were employed. C-Mn steel, class DIN St52 was used in the experiments. The evolution of the microstructure was followed by measuring grain sizes after certain passes and these being compared with predicted values from mathematical models largely used for this purpose, as well reported in the literature. Seamless tubes are manufactured via relatively complex schedules in which deformations are applied at high temperature and the products goes through phase transformation from austenite to ferrite on cooling during processing and, on an intermediate re-heating furnace, the steel transforms back from ferrite to austenite. Although not all the aspects of this process can be reproduced in laboratory scale, the results show clearly that grain sizes measured at room temperature may be predicted through the use of fairly simple experiment technique.

Key-words: Hot Torsion Testing~; Seamless-tube Rolling.