

SIMULAÇÃO DE LAMINAÇÃO POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA SEVERA DE AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS UTILIZANDO ENSAIOS DE TORÇÃO ¹

Nilton José Lucinda de Oliveira ²
Paula Emília de Souza Prates ³
Francisco Henrique Araújo Silva ⁴
Mário Lúcio Talarico ⁵
Ronaldo Barbosa ⁶
Margareth Spangler Andrade ⁷

Resumo

Este trabalho teve por objetivo simular, por ensaios de torção a morno, as condições de laminação por deformação plástica severa de aços inoxidáveis ferríticos, visando compreender melhor o processo de refinamento e recristalização dos grãos. Foram utilizados dois aços inoxidáveis ferríticos, sendo um deles correspondente ao aço ABNT 430 e o outro à sua versão estabilizada com nióbio. Os corpos-de-prova de torção foram aquecidos até a temperatura de ensaio, uma deformação equivalente de 0,8 foi aplicada, seguida de resfriamento até a temperatura ambiente. Este procedimento foi repetido na mesma amostra até completar os 5 ciclos para cada aço e cada temperatura, totalizando uma deformação equivalente de 4,0. Foram determinadas faixas de temperaturas entre regiões de amaciamento entre passes, de amaciamento parcial entre passes e de não amaciamento. As temperaturas de transição entre estas faixas foram de 620°C, para o aço ABNT 430, e de 810°C, para o aço estabilizado. O refinamento do grão ferrítico do aço inoxidável 430 foi obtido para tamanhos de até 0,5µm, em temperaturas de deformação abaixo de 620°C. Foi observado que os resultados de microdureza Vickers, quando correlacionados com o tamanho de grão após deformação severa, obedecem à relação de Hall-Petch, sugerindo que as microestruturas são constituídas de grãos finos com contornos de alto ângulo (>15°).

Palavras-chave: Deformação plástica severa; Ensaios de torção; Simulação de laminação a morno; Aços inoxidáveis ferríticos.

SIMULATION OF ACCUMULATIVE ROLL-BONDING IN FERRITIC STAINLESS STEELS USING HOT TORSION TEST

Abstract

The purpose of this work was to simulate severe plastic deformation of warm rolling of ferritic stainless steels using torsion testing, aiming at a better understanding of the process of grain refinement and recrystallization. Two ferritic stainless steels were used: one corresponding to the AISI 430 and the other containing Nb. Torsion samples were pre-heated to test temperatures and an equivalent deformation of 0.8 was applied, followed by cooling to room temperature. This procedure was repeated 5 times in all samples, completing an equivalent deformation of 4.0. Intervals of temperatures at which full or no softening between passes occurred were determined. Temperature transitions between these intervals were 620°C for the AISI 430 steel and 810°C for the stabilized Nb steel. It was possible to obtain ferrite grain sizes of approximately 0.5 µm, when severe deformation was applied below temperatures of 620°C, for the 430 stainless steel. It was observed that results from Vickers microhardness measurements, when correlated to the grain size after severe deformation, obeyed the Hall-Petch relation. Consequently, the microstructure of torsion samples would be formed by fine grains with high misorientation angles (>15°).

Key words: Severe plastic deformation; Torsion testing; Warm rolling simulation; Ferritic stainless steels.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, Julho de 2007, Vitória.

² Eng., Mestre, Especialista Visitante, CNPq/ Fundação Centro Tecnológico de Minas Gerais - CETEC.

³ Eng. Bolsista DTI CNPq/CETEC.

⁴ Físico, Mestrando REDEMAT/UFOP

⁵ Membro da ABM Físico, Mestre, Pesquisador, – CETEC.

⁶ Membro da ABM, Eng., Dr., Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

⁷ Membro da ABM Físico, Dr., Pesquisador, CETEC.

INTRODUÇÃO

Nos processos de deformação plástica severa (*Severe Plastic Deformation* - SPD), grandes deformações (deformação verdadeira de aproximadamente 1 por passe de laminação) são aplicadas no material e, ao final de poucos passes, obtém-se um material homogêneo, de dimensões e geometria definidas, com grãos de dimensões submicrométricas e/ou nanométricas (< 100nm). Dentre os processos SPD destaca-se o *Accumulative Roll-Bonding* – ARB,⁽¹⁻⁸⁾ no qual chapas do material são submetidas a sucessivas laminagens em temperaturas moderadas com reduções de 50% em cada passe.

As preocupações atuais residem no melhor entendimento dos mecanismos de refinamento do grão e em viabilizar a transposição de procedimentos em escala de laboratório para a escala industrial. Nesta perspectiva, o processo ARB é aquele atualmente indicado como o de mais fácil transferência ao setor produtivo. Sendo assim, este processo foi escolhido como tema de estudo deste trabalho.

A simulação de laminação a quente por ensaios de torção tem sido utilizada para simular processamentos termomecânicos de chapas de aços baixo carbono, de aços baixo carbono livres de intersticiais (IF) e de aços microligados ao nióbio e/ou titânio.⁽⁹⁻¹¹⁾ Pesquisas realizadas no CETEC utilizaram ensaios de torção para o desenvolvimento de laminação a quente de aço para parafusos sem tratamento térmico,⁽¹²⁾ de aços ao carbono hipereutetóides,⁽¹³⁻¹⁵⁾ de aço rápido M2,⁽¹⁶⁾ de aços alto carbono próximos de eutóides para fabricação de serras para mármore e granitos^(17,18) e de fio máquina de aços de baixa liga.⁽¹⁹⁾

No presente trabalho, ensaios de torção a morno foram utilizados para simular as condições de laminação, por deformação plástica severa, de aços inoxidáveis ferríticos, visando compreender melhor o processo de refinamento e recristalização dos grãos. Foi também verificada, com aplicação de deformações em resfriamento contínuo, a existência de faixas de temperaturas claramente delimitadas entre regiões de amaciamento entre passes e não amaciamento.

MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizados dois aços cujas composições químicas são apresentadas na Tabela 1. O aço 430A corresponde ao aço ABNT 430 e o aço 430E é estabilizado com nióbio. As amostras foram retiradas de chapas de 28mm de espessura, após a laminação de desbaste.

Tabela 1 – Composições químicas dos aços utilizados (porcentagem em peso).

Aço	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Nb	Ti
430 ^A	0,051	0,41	0,41	16,1	0,22	0,02	0,0545	0,04	-	-
430E	0,022	0,27	0,16	16,1	0,18	0,014	0,0137	0,011	0,329	0,008

O aço 430A é duplex nas temperaturas de laminação a quente, sendo constituído de austenita e ferrita. Durante o resfriamento, a austenita transforma-se em martensita. As amostras do aço 430A foram submetidas a tratamento térmico sub-crítico para dissolução da martensita (aquecimento em forno tipo mufla com taxa de 100°C/h até 500°C, 30°C/h entre 500 e 800°C, 10h de permanência a 800°C, resfriamento com taxa de 30°C/h entre 800 e 500°C e 60°C/h de 500°C até a temperatura ambiente),

resultando em uma microestrutura constituída de ferrita e carbonetos. Já o aço 430E, por ser estabilizado ao Nb, é constituído de ferrita e carbonetos. Como a microestrutura das amostras do aço 430E como recebido apresentava encruamento, foi feito um tratamento térmico de recristalização no corpo-de-prova de torção (CPT) antes da simulação da laminação severa, utilizando o próprio sistema de aquecimento por indução do equipamento de torção.

Os CPTs foram usinados de maneira que seu comprimento útil estivesse na direção transversal à laminação de desbaste, correspondendo a um cilindro de 15mm de comprimento por 7mm de diâmetro.

Os ensaios de torção foram realizados em um equipamento de ensaios mecânicos INSTRON 1125, equipado com módulo de torção e célula de torque com capacidade de até 2000kgf.cm. Uma bobina de indução ligada a uma fonte com controlador programável foi acoplada ao redor do CPT possibilitando que várias taxas de resfriamento ou aquecimento pudessem ser aplicadas. O CPT foi protegido contra oxidação excessiva através da circulação de argônio. A utilização de diferentes vazões de argônio ou CO₂ na câmara de torção permitiram a variação da taxa de resfriamento.

Foram realizados ensaios preliminares com aplicação de deformações em resfriamento contínuo, do tipo utilizado para determinação da temperatura de não-recristalização dos aços de alta resistência e baixa liga. O objetivo foi estabelecer a existência de faixas de temperaturas claramente delimitadas entre as regiões de amaciamento entre passes, amaciamento parcial entre passes e de não amaciamento. Os CPTs foram aquecidos a 2°C/s até 800°C, para o aço 430A, e 1200°C, para o aço 430E. Após um tempo de permanência de 2 minutos, seguido de resfriamento a 1°C/s, foram aplicados passes de deformação, 0,2 cada, a intervalos de 20°C, para o aço 430A, e de 30°C, para o aço 430E. A temperatura de 800°C foi adotada como temperatura máxima para o estudo do aço 430A porque logo acima dela inicia-se a transformação ferrita-austenita neste aço.

Para a simulação do processo ARB, os CPTs foram aquecidos, a 2°C/s, até a temperatura do ensaio, com tempo de permanência de 2 minutos, aplicada a deformação equivalente de 0,8 (50%), seguida de resfriamento com a fonte de indução desligada até a temperatura ambiente. Este procedimento de aquecimento, deformação e resfriamento foi repetido na mesma amostra até completar os 5 ciclos para cada aço e cada temperatura, totalizando uma deformação equivalente no corpo-de-prova de 4,0. Os ensaios foram realizados nas temperaturas de 500, 600, 650, 700 e 800°C, para o aço 430A, e de 700 e 800°C, para o aço 430E.

Os corpos-de-prova dos ensaios de simulação foram cortados com discos abrasivos, sendo todo o comprimento útil embutido. O lixamento e o polimento foram realizados a partir da superfície, em seção longitudinal ao eixo do CPT. Este procedimento foi adotado para que as observações e quantificações fossem feitas em regiões mais próximas possíveis da superfície do CPT. As amostras foram então atacadas com o reagente Vilela para a microscopia óptica e com uma solução de C₃H₈O₃(15ml), HCl(25ml) e HNO₃(5ml) para a microscopia de força atômica. As imagens de microscopia de força atômica foram obtidas em um equipamento Dimension 3000 da Digital Instruments, operando no modo de contato intermitente. A partir das imagens de microscopia de força atômica foram, então, determinados os tamanhos de grãos ASTM e lineares, para todos os corpos-de-prova de torção, utilizando o *software* Image-Pro.

Foram realizados, em todos os corpos-de-prova, ensaios de microdureza Vickers com carga de 100gf nas superfícies preparadas para a análise metalográfica.

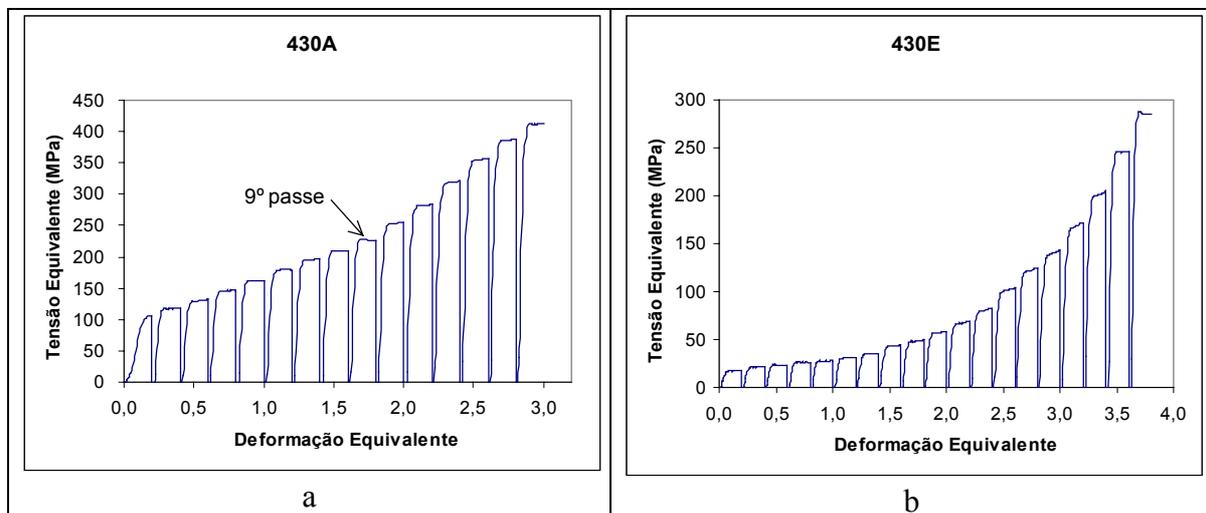
RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra as curvas de tensão equivalente em função da deformação para o ciclo com aplicação de deformações em resfriamento contínuo para os dois aços (a e b) e a tensão equivalente média em função do inverso da temperatura absoluta (c e d). Para o aço 430A (Figura 1a), pode ser observado, pela forma das curvas, que ocorreu amaciamento significativo até o nono passe de deformação. O aumento nos níveis de tensão de um passe para o seguinte é devido apenas à queda de temperatura, com conseqüente aumento da resistência à deformação. Já a partir do décimo passe, começa a ocorrer um acúmulo de encruamento de um passe para o seguinte, indicando a diminuição da capacidade de amaciamento.

Na Figura 1c, a mudança de inclinação da reta na temperatura de 620°C, no caso do aço 430A, indica o início do não amaciamento da ferrita, confirmando o que foi observado no comportamento das curvas da Figura 1a.

Para o aço 430E, que é totalmente ferrítico nas temperaturas dos ensaios realizados, e seguindo o mesmo raciocínio utilizado para o aço 430A, a análise das Figuras 1b e 1d sugere os seguintes mecanismos de amaciamento: acima de 950°C a ferrita se recupera (dinâmica e estaticamente) e/ou se recristaliza estaticamente. Na região de transição, entre 950 e 810°C, ocorre apenas recuperação. Abaixo de 810°C a ferrita não mais se recristaliza, nem se recupera.

Estes resultados preliminares foram de fundamental importância para a programação dos experimentos de simulação da laminação a morno. Foram realizadas simulações para o aço 430A em temperaturas abaixo e acima de 620°C e a 700 e 800°C para o aço 430E. As curvas de tensão equivalente em função da deformação para estas simulações são apresentadas na Figura 2.



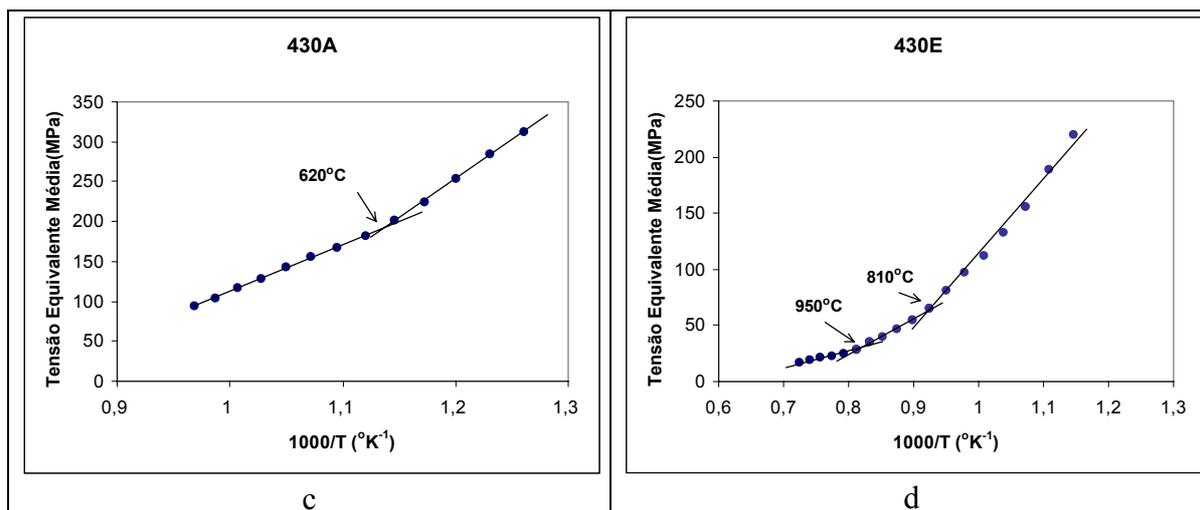


Figura 1 – Tensão equivalente em função da deformação para o ciclo com aplicação de deformações em resfriamento contínuo para os dois aços (a e b) e tensão equivalente média em função do inverso da temperatura absoluta (c e d).

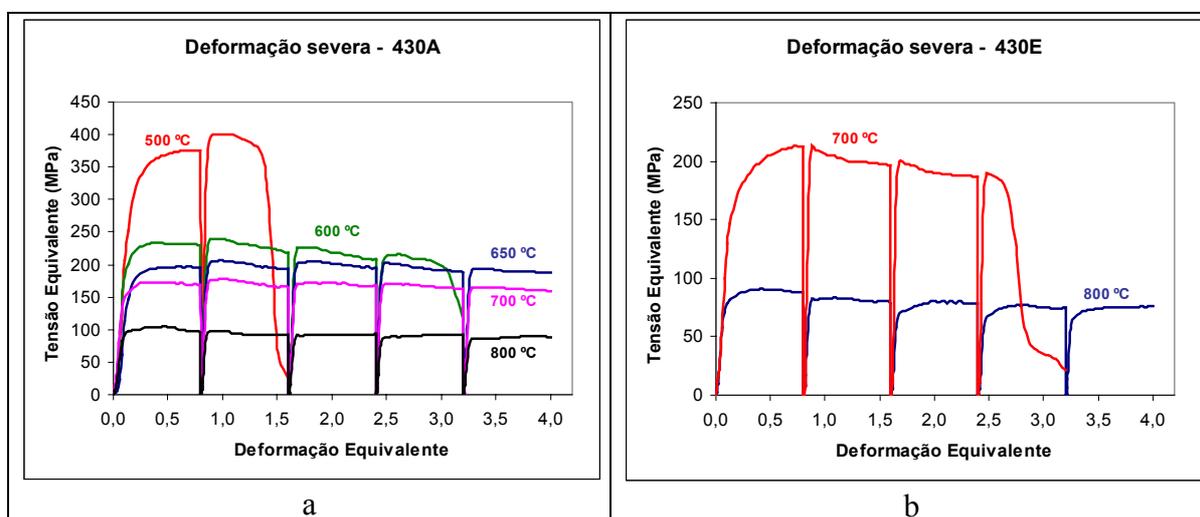


Figura 2 – Tensão equivalente em função da deformação para as simulações de deformação severa dos dois aços.

As análises metalográficas foram realizadas em todos os corpos-de-prova, apesar dos corpos-de-prova das simulações no aço 430A a 500 e 600°C e no aço 430E a 700°C, terem se rompido. Nestes corpos-de-prova fraturados as análises foram realizadas na região de ruptura, onde ocorreu concentração de deformação. A Figura 3 apresenta imagens de Microscopia de Força Atômica das amostras do aço 430A após simulações.

A Figura 4 mostra, para o aço 430A, os resultados de tamanho de grão ferrítico em função da temperatura de deformação e as medidas de microdureza Vickers, em função da temperatura de simulação. Nota-se uma redução acentuada do tamanho de grão de 5 μ m, a 800°C, para 2 μ m, a 700°C, chegando a 530nm para a deformação a 500°C, mesmo com a ruptura do corpo-de-prova no segundo passe, resultando em deformação total de apenas 1,5 (Figura 2).

Pode também ser visto na Figura 4 que, como era de se esperar, ocorreu aumento da dureza com a diminuição do tamanho de grão ferrítico. A redução do tamanho de grão com o aumento do encruamento está de acordo com o observado por Reis.⁽²⁰⁾ Durante a deformação plástica, grande quantidade de discordâncias é gerada no

material e parte destas discordâncias forma uma estrutura celular que se transforma em contornos estáveis de baixo ângulo. O ângulo destes contornos pode aumentar gradualmente com a acumulação da deformação plástica, produzindo uma microestrutura muito fina com contornos de grão de alto ângulo ($>15^\circ$). Este processo de geração de novos grãos é conhecido como recristalização contínua. A presença de contornos de grãos contribui consideravelmente para o aumento da resistência à deformação de materiais policristalinos porque eles atuam como obstáculo ao movimento de discordâncias. Para materiais com microestrutura constituída de grãos com contornos de alto ângulo, a relação entre a tensão de escoamento e o tamanho de grão médio pode ser descrita pela seguinte equação:

$$\sigma_e = \sigma_0 + Kd^{-0,5} \quad (1)$$

Onde σ_0 é a tensão de fricção inicial e K é um fator de proporcionalidade. Esta equação é conhecida como relação de Hall-Petch. De acordo com Reis⁽²⁰⁾ e Bunge,⁽²¹⁾ a efetividade do contorno de grão como barreira ao movimento de discordâncias depende da desorientação cristalográfica introduzida pelo contorno de grão. Considerando um material com microestrutura constituída apenas de grãos de contorno de baixo ângulo ($<15^\circ$), o expoente -0,5 na relação de Hall-Petch seria substituído por -1.

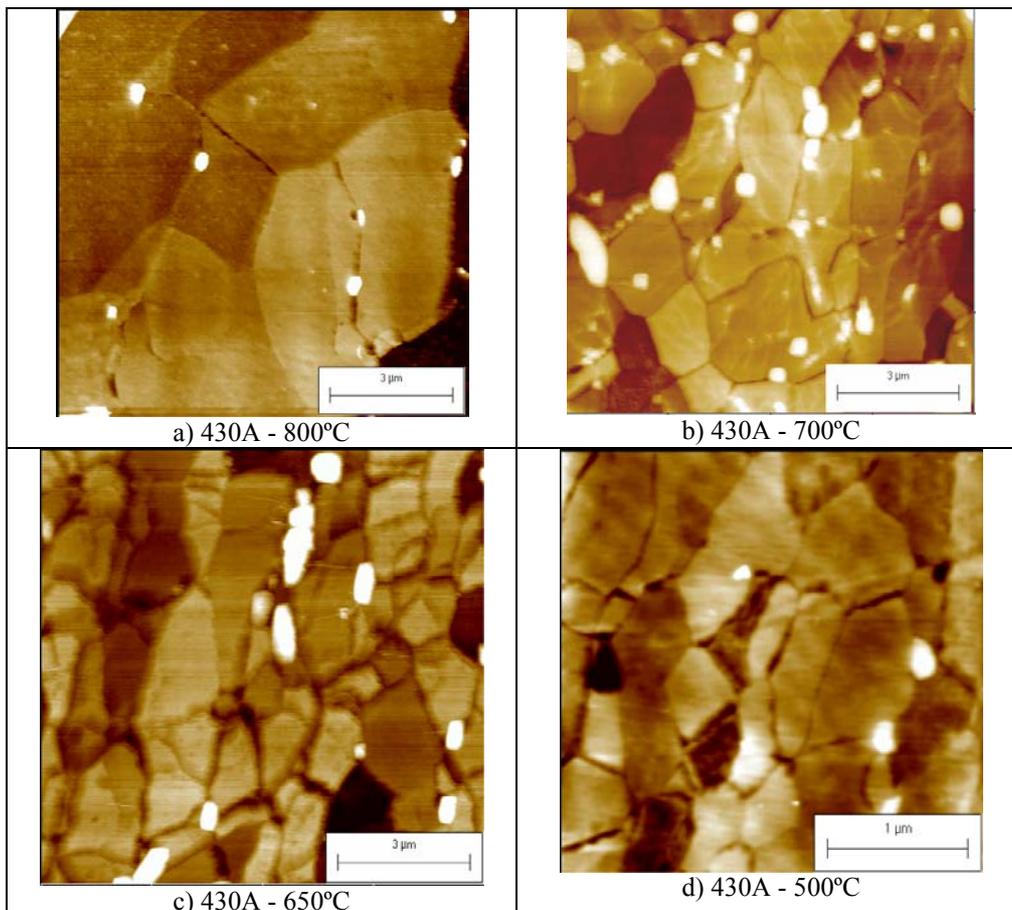


Figura 3 – Imagens de microscopia de força atômica de amostras obtidas após simulação de laminação a quente do aço 430A, em quatro diferentes temperaturas.

Considerando que os valores de microdureza Vickers são proporcionais à resistência do aço^(20,22) e observando a relação entre a microdureza e o tamanho de grão mostrada na Figura 5, infere-se que os resultados obedecem à relação de Hall-Petch de expoente $-0,5$. Conseqüentemente, as microestruturas dos corpos-de-prova de torção, após simulação da laminação por ARB, seriam constituídas de grãos finos com contornos de alto ângulo ($>15^\circ$). Entretanto, isto não pode ser confirmado pela análise das microestruturas da Figura 3, pois a microscopia de força atômica não fornece informações quanto à desorientação dos contornos dos grãos. Para o aço 430A, observou-se o refinamento do grão ferrítico para tamanhos de até $0,5\mu\text{m}$, quando são aplicadas deformações severas em temperaturas abaixo de 620°C . Nestas condições o encruamento induz a formação de uma estrutura celular que se transforma em contornos estáveis de baixo ângulo. O ângulo destes contornos aumenta com o acúmulo da deformação plástica, produzindo uma microestrutura muito fina com contornos de grão de alto ângulo ($>15^\circ$). Devido ao rompimento do corpo-de-prova do aço 430E a 700°C , foram realizadas apenas duas simulações e, por insuficiência de dados, não foi feita a verificação da validade da relação de Hall-Petch para este aço.

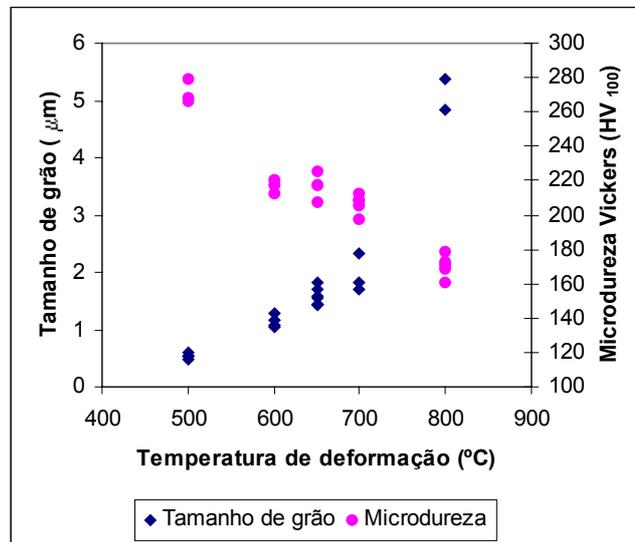


Figura 4 – Tamanho de grão ferrítico e microdureza Vickers versus a temperatura de simulação da deformação severa por ensaios de torção no aço 430A.

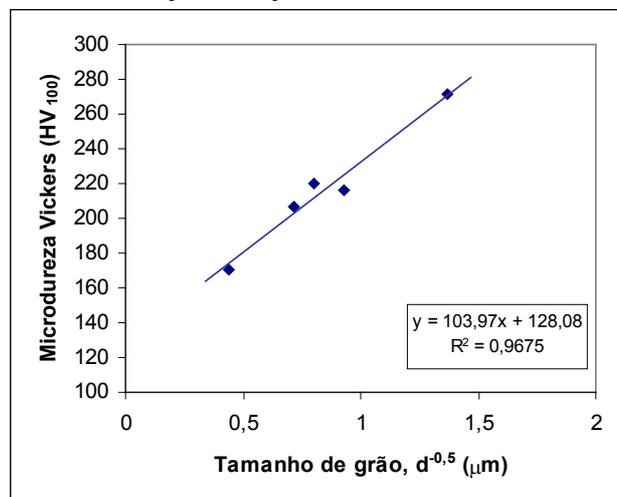


Figura 5 – Microdureza Vickers versus o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ferrítico para os corpos-de-prova de simulação de deformação severa por ensaios de torção no aço 430A.

O objetivo da simulação da laminação por ARB, por ensaios de torção, foi fornecer subsídios para a programação de experimentos em laminador piloto. Este objetivo foi alcançado porque os resultados obtidos permitiram estabelecer temperaturas de deformação que resultaram no refinamento dos grãos dos aços inoxidáveis ferríticos: abaixo de 620°C, para o aço 430, e abaixo de 810°C, para o aço 430 estabilizado com nióbio.

CONCLUSÕES

- A simulação de laminação a quente por torção permitiu identificar que há temperaturas abaixo das quais não ocorre amaciamento nos aços inoxidáveis ABNT 430 e sua versão estabilizada com nióbio.
- As temperaturas de transição abaixo das quais deixa de ocorrer o amaciamento foram determinadas como sendo 620°C e 810°C para os aços ABNT 430 e 430 estabilizado com nióbio, respectivamente.
- Abaixo das temperaturas de não amaciamento dos aços inoxidáveis ferríticos 430 e 430 estabilizado com nióbio, ocorreu grande encruamento durante a realização dos ensaios de simulação de laminação severa. Este encruamento provocou a fragmentação dos grãos, reduzindo o tamanho dos grãos para cerca de 500nm.
- Os resultados de microdureza Vickers, quando correlacionados com o tamanho de grão após deformação severa, obedecem à relação de Hall-Petch, sugerindo que as microestruturas constituídas de grãos finos com contornos de alto ângulo.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq pelo apoio financeiro e à ACESITA S.A. pelo fornecimento de amostras. NJLO, PESP e FHAS agradecem ao programa RHAEC/CNPq pela concessão de bolsa de Especialista Visitante e de bolsas DTI, respectivamente. MSA agradece a FAPEMIG pela bolsa de Incentivo à Pesquisa e ao Desenvolvimento Tecnológico.

Referências

- 1 COSTA, A.L.M.; REIS, A.C.C.; KESTENS, L.; ANDRADE, M.S. Caracterização de chapas de aço IF processadas por deformação plástica severa. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 40, 2004, São Paulo: ABM, 2004. p. 3234 - 3243.
- 2 COSTA, A.L.M.; REIS, A.C.C.; KESTENS, L.; ANDRADE, M.S. Hardness and grain size distribution profiles of ultra-fine grained IF-steel processed by accumulative roll-bonding. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16., Porto Alegre. Cbecimat, 2004. 1 CD.
- 3 KAMIKAWA, N.; TSUJI, N.; MINAMINO, Y. Microstructure and texture through thickness of ultralow carbon IF steel sheet severely deformed by accumulative roll-bonding. **Science and Technology of Advanced Materials**, 2004.
- 4 KRALLICS, G.; LENARD, J.G. An examination of the accumulative roll-bonding process. **J. Mater. Proc. Techno.**, 2004.
- 5 REIS, A.C.C.; KESTENS, L.; JONAS, J.J. Cross-Sectional Texture Gradients In: Interstitial Free Steels Processed By Accumulated Roll Bonding. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON ULTRA-FINED GRAINED STRUCTURES, 2., Geelong, Australia. ISUGS, 2003.

- 6 SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TSUJI, N.; SAKAY, T, Novel ultra-high straining process for bulk materials – development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. **Acta Mater.**, v. 47, p. 579-583, 1999.
- 7 TSUJI, N.; SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TANIGAWA, S. Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process **Scripta Mater.**, v. 40, p. 795-800, 1999.
- 8 TSUJI, N.; UEJI, R., MINAMINO, Y. Nanoscale crystallographic analysis of ultrafine grained IF steel fabricated by ARB process. **Scripta Mater.**, v.46, p. 69-76, 2002(b).
- 9 WEISS, JONAS, J.J.; HUNT, P.J.; RUDDLE, G.E. Simulation of Plate Rolling on a Computerized Hot Torsion Machine and Comparison with Mill Results, In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF STEEL ROLLING, 1980, Tokyo. Iron and Steel Institute of Japan, 1980. p. 1225-1236.
- 10 COTA, A.B.; BARBOSA, R.; SANTOS, D.B. Simulation of the Controlled Rolling and Accelerated Cooling of a Bainitic Steel Using Torsion Testing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 100, p. 156-162, 2000.
- 11 VILELA, J.J.; BARBOSA, R. Prediction of Stress Strain Curves of Hot Deformed IF Austenite. **ISIJ International**, v. 42, n. 3, p. 319-321, 2002.
- 12 TALARICO, M.L.; ANDRADE, M.S.; SILVA, I.F.; SILVA, J.E., JUNQUEIRA, R.M.R. Aços Microligados para Parafusos. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 1991.
- 13 TALARICO, M.L.; ANDRADE, M.S.; SILVA, I.F.; SILVA, J.E.; BRANCO, J.R.T.; BORATTO, F.J.M.; LOUREIRO, F.G.; COELHO, G.A. Simulação em Laboratório de Processamento de Aço Carbono para Ferramentas do Tipo DIN 125Cr1. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 1991.
- 14 ANDRADE, M.S.; TALARICO, M.L. ; SILVA, I.F. ; OLIVEIRA, N.J.L. Influência da Deformação na Precipitação da Cementita em Aços Hipereutetóides. CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 48, 1993, Rio de Janeiro. **Anais do 48º Congresso da ABM.** São Paulo:ABM, 1993.
- 15 TALARICO, M.L.; ANDRADE, M.S; OLIVEIRA, N.J.L.; BERTOLACE, D.C.; SILVA, J.E.; JUNQUEIRA, R.M.R. Simulação de Processos e Esferoidização de Aço para Ferramentas do Tipo DIN 125Cr1. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 1998.
- 16 TALARICO, M.L.; SILVA, I.F.; SILVA, J.E.; BRANCO, J.R.T.; BORATTO, F.J.M. Simulação de Laminação a Quente em Aço Rápido. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 1990.
- 17 TALARICO, M.L.; OLIVEIRA, N.J.L.. Determinação de Temperaturas de Transformações de Fases com Aplicação de Deformações. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 55, 2000, Rio de Janeiro. São Paulo: ABM, 2000.
- 18 TALARICO, M.L.; ANDRADE, M.S; OLIVEIRA, N.J.L.; BRANCO, J.R.T.; JUNQUEIRA, R.M.R. Desenvolvimento do Processo de Laminação a Quente de Aços para Serras de Mármore e Granitos. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 2002.
- 19 TALARICO, M.L.; OLIVEIRA, N.J.L. Simulação do Tratamento Termomecânico na Laminação de Fio Máquina. Belo Horizonte, CETEC, Relatório de Projeto. 2001.

- 20 REIS, A.C.C. Improved Microstructure and Texture Control of Steel Sheet by Innovative Thermo-Mechanical Processes. Doctor Thesis in Materials Science, Gent: Gent University, 2006.166 p.
- 21 BUNGE, H. J. **Inst. Met. Rev.**, v. 32, 1987. p.265.
- 22 DIETER, G. E., **Mechanical Metallurgy**, 1988, p. 329-331.