

RESTAURAÇÃO DINÂMICA E EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL DO COBRE DEFORMADO A QUENTE POR TORÇÃO CÍCLICA E MONOTÔNICA ⁽⁰¹⁾

Ivete Peixoto Pinheiro ⁽⁰²⁾

Waldemar Alfredo Monteiro ⁽⁰³⁾

Ronaldo A. N. M. Barbosa ⁽⁰⁴⁾

Paulo Roberto Cetlin ⁽⁰⁵⁾

RESUMO

Durante a conformação a quente dos metais um bom controle das variáveis de processamento garante a mudança da forma geométrica e microestruturas adequadas. Pesquisas recentes vem estudando o efeito do caminho de deformação na evolução microestrutural de metais e as alterações consequentes em suas propriedades mecânicas.

O cobre foi usado como material modelo para análise microestrutural dos processos de conformação mecânica a quente, uma vez que o resfriamento brusco deste não conduz a mudanças de fase, como ocorre para o aço. Foram realizados ensaios de torção monotônica (contínua) e cíclica (com diferentes amplitudes de deformação). As amostras para análise microestrutural óptica foram congeladas instantaneamente através de injeção de água dentro do tubo de proteção da amostra.

A tensão do estado estacionário da torção cíclica para baixas amplitudes de deformação foi inferior à da condição monotônica. No entanto, estes valores se aproximam para maiores amplitudes de deformação. A análise metalográfica mostrou um refino do grão na condição monotônica. Na torção cíclica, quanto maior a amplitude de deformação menor o tamanho de grão e maior semelhança com a condição de torção monotônica.

Palavras-chave: torção cíclica, caminho de deformação, deformação cíclica.

(01) Contribuição técnica a ser apresentada no 59^o Congresso Anual da ABM, 22 a 25 de julho de 2004, São Paulo - SP.

(02) Dra., Profa. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Departamento de Mecânica, Belo Horizonte. ivetepinheiro @deii.cefetmg.br.

(03) Dr., Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares (IPEN/CNEN), Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais. wamonteib@baitaca.ipen.br

(04) Dr., Prof. Adjunto do Departamento Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte. ronaldo@demet.ufmg.br.

(05) Dr., Prof. Titular do Departamento Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte. pcetlin@demet.ufmg.br.

1 - INTRODUÇÃO

A conformação a quente dos materiais metálicos envolve uma série de transformações microestruturais associadas a uma competição entre o encruamento e a restauração ⁽¹⁾. Um efetivo controle das variáveis de processamento: temperatura, taxa de deformação, nível de deformação, tempo entre passes e caminho de deformação, permite otimizar os processos e refinar o grão, dispensando tratamentos térmicos posteriores.

O efeito de alterações no caminho de deformação na conformação a frio já foram amplamente estudados ^(1, 2). Já a análise microestrutural nos processos de conformação a quente, apenas recentemente vem sendo estudada, devido às dificuldades operacionais em congelar a amostra sem que ocorra a recristalização estática e metadinâmica. Para o aço carbono, o resfriamento brusco conduz a mudanças de fase, dificultando ainda mais a análise das mudanças microestruturais associadas a alterações no caminho de deformação ⁽³⁾. Portanto, a maioria dos trabalhos publicados abordam o fenômeno através da análise das curvas de escoamento ^(???????) ou dos processos de recristalização estática subsequentes à deformação ⁽⁴⁾.

Os efeitos do caminho de deformação ocorrem na laminação industrial de planos e de não planos. Na superfície das chapas laminadas, além da compressão no estado plano, ocorrem deformações cisalhantes em sentidos opostos devido à mudança de direção da força de atrito que age na superfície da chapa, em função da posição dessa em relação aos cilindros laminadores ⁽⁵⁾. Ao entrar na abertura dos cilindros de laminação o atrito puxa a camada superficial em direção ao sentido de laminação; após o plano neutro, a força de atrito muda de sentido. Quanto maior o coeficiente de atrito, maior a deformação cisalhante ⁽⁵⁾. Esses cisalhamentos são conhecidos como “deformação redundante”, uma vez que não contribui para mudança de dimensões, mas alteram a microestrutura e conseqüentemente as propriedades do material. Já na laminação de não planos, o efeito do caminho de deformação é mais significativo, uma vez que a direção de deformação muda em passes sucessivos. A cada passe há uma alternância de sentido de deformação para um dado ponto na seção transversal da barra. Esse tipo de carregamento é conhecido como deformação multiaxial seqüencial ^(6, 7).

O estudo do caminho de deformação no processo de laminação é muito complexo. Entretanto, pode-se estudar os fenômenos aí envolvidos através de simulações em laboratório utilizando o ensaio de torção ⁽⁸⁾. O objetivo do presente trabalho foi analisar o efeito de mudanças no caminho de deformação (torção monotônica ou cíclica com diferentes amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon$)) nos processos de restauração dinâmica do cobre puro. O cobre foi usado como material modelo para análise microestrutural dos processos de conformação mecânica a quente devido à sua semelhança com o aço baixo carbono na fase austenítica. Ambos possuem estrutura CFC de baixa energia de falha de empilhamento, e apresentam recristalização dinâmica quando submetidos a trabalho de deformação a quente monotônico, levando a uma típica curva tensão x deformação com pico. Uma grande vantagem do uso do cobre é que seu resfriamento brusco não conduz a mudanças de fase, como ocorre para o aço.

2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O material usado foi o cobre comercialmente puro. Sua composição química, é apresentada na tabela 1 (percentuais em peso).

| Sn | Pb | Fe | Zn | Ni | P | Al | Mg | Si | O |
|--------|--------|-------|--------|---------|-------|--------|---------|-------|-------|
| < 0,10 | <0,010 | 0,010 | 0,0035 | < 0,002 | 0,026 | < 0,03 | < 0,001 | 0,024 | 0,017 |

Tabela 1 - Composição química do cobre comercialmente puro - percentuais em peso.

A análise metalográfica mostrou que o material recebido estava encruado, apresentando grãos alongados no sentido longitudinal da barra. O corte transversal da barra mostrou que existia uma heterogeneidade no tamanho de grão ao longo da seção, apresentando uma granulação mais fina e homogênea na superfície e uma granulação maior e mais heterogênea no centro. Para homogeneizar essas diferenças microestruturais, eliminar o encruamento do processo de fabricação e o encruamento superficial produzido durante a usinagem, os corpos de prova do cobre foram inicialmente recozidos a 570°C durante 90 minutos, em vácuo de 1333×10^{-5} Pa (10^{-4} Torr). Os corpos de prova (CPs) cilíndricos foram usinados com diâmetro de 6,35mm e comprimento útil de 15,0mm, guardando uma relação de comprimento/diâmetro de 2,36. Os CPs foram medidos através de um projetor de perfil do tipo Mitutoyo modelo PJ-311A.

Testes preliminares detectaram alterações na curva de fluxo durante os ensaios de torção monotônica para o cobre previamente recozido. Decidiu-se portanto, realizar novo tratamento térmico com aquecimento a 570°C durante 30 minutos imediatamente antes de processar o ensaio, seguido de resfriamento com uma taxa de 1°C/s até a temperatura indicada para o mesmo, permanecendo nessa temperatura durante 3 minutos, de tal forma a se conseguir homogeneização térmica através da seção do corpo de prova.

Os ensaios de torção foram realizados em uma máquina de torção MTS, servohidráulica, com controle e aquisição de dados através do controlador TESTSTAR 2. A máquina de torção possui um forno radiante com lâmpadas de tungstênio controlado por um microprocessador. O controle de temperatura foi realizado através de um termopar em contato com a parte útil do corpo de prova. Uma atmosfera de argônio foi usada durante a realização dos testes com o objetivo de evitar oxidação superficial do corpo de prova.

Realizaram-se ensaios de torção monotônica ou contínua (um único sentido) e ensaios de torção cíclica (sentido horário, depois no sentido anti-horário e assim sucessivamente). Os dados obtidos de torque e deformação angular foram convertidos em tensão equivalente e deformação equivalente através dos critérios de von Mises, levando em consideração as dimensões de cada CP. Nos ensaios cíclicos as curvas de tensão equivalente x deformação equivalente foram obtidas através da deformação acumulada, que é a soma das deformações de cada ciclo em valor absoluto; foi usado também o valor absoluto da tensão. O tempo para reversão do sentido de torção da máquina foi de 0,1 a 0,3 segundos, foi determinado que neste intervalo de tempo o amaciamento estático entre os ciclos é desprezível.

Para realização da análise microestrutural, os corpos de prova foram congelados através da injeção de água dentro do tubo de quartzo que os envolvia, no momento do término do ensaio de torção. O ataque metalográfico foi realizado com uma mistura de duas soluções (na proporção de 50% em volume de cada uma). A primeira consistia de 10g de persulfato de amônio em 90ml de água destilada, e a segunda, peróxido de hidrogênio (20% em volume de H_2O_2). O tempo de ataque foi de 20-40 segundos. As fotomicrografias ópticas das respectivas microestruturas foram obtidas em um microscópio metalográfico, marca Leica Q600HR. As fotos foram digitalizadas com uso do programa Quantimet Q600.

3 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Os ensaios de torção monotônica à temperatura de 400°C apresentaram curvas de fluxo com picos de recristalização dinâmica bem definidos (figura 1). Escolheu-se a taxa de deformação de $0,1\text{s}^{-1}$ como a melhor condição para realização dos ensaios, porque apresentou um pico de recristalização dinâmica bem definido e baixo nível de oscilação de tensão após obtenção do estado estacionário.

Considerando apenas a curva de taxa de deformação de $0,1\text{s}^{-1}$ da figura 1(a), construiu-se o gráfico de taxa de encruamento ($\Theta = d\sigma/d\varepsilon$) em função da tensão aplicada, visando uma melhor análise da evolução do encruamento, recuperação dinâmica e recristalização dinâmica. O ponto crítico (σ_c) marca o início da recristalização dinâmica (vide o ponto de inflexão da curva da figura 1(b)). Determinou-se o ponto de pico (σ_p) como aquele onde a taxa de encruamento foi igual a zero. Portanto, com a utilização das figuras 1(a) e 1(b), pode-se determinar o ponto crítico ($\sigma_c = 152,68\text{MPa}$ e $\varepsilon_c = 0,68$) e o ponto de pico ($\sigma_p = 158,66\text{MPa}$ e $\varepsilon_p = 0,89$). Para uma deformação maior que 1,2, a recristalização dinâmica encontrava-se completamente desenvolvida (regime estacionário). A forma da curva encontrada na figura 1(b) é característica dos materiais que sofrem recristalização dinâmica nos processos de conformação a quente ^(5, 9).

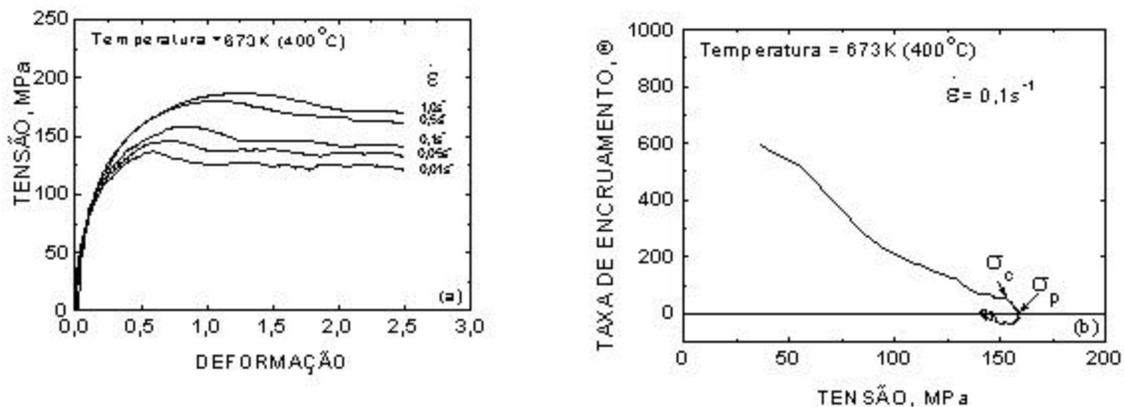


Figura 1 – (a) Curvas tensão equivalente x deformação equivalente para ensaios de torção monotônica do cobre ($T=400^\circ\text{C}$ e $\dot{\varepsilon}=0,01; 0,05; 0,1; 0,5$ e $1,0\text{s}^{-1}$). (b) Curva de taxa de encruamento x tensão equivalente para o ensaio de torção monotônica do cobre ($T=400^\circ\text{C}$ e $\dot{\varepsilon}=0,1\text{s}^{-1}$).

A figura 2 mostra as curvas de tensão equivalente x deformação equivalente para os ensaios de torção cíclica, usando as amplitudes de 0,10; 0,24, 0,60 e 0,89. A curva obtida para o ensaio de torção monotônica nas mesmas condições de temperatura e taxa de deformação encontra-se em linha pontilhada, para facilitar a comparação com os ensaios cíclicos. Verifica-se que com a deformação cíclica, ocorreu o desaparecimento do pico de recristalização dinâmica para baixas amplitudes de deformação cíclica ($\Delta\varepsilon = 0,10$ e $0,24$ - figura 2(a)-(b)). Pode-se observar também que ocorre uma diminuição na tensão de saturação da torção cíclica (σ_{ss}^c), sendo essa tanto menor quanto menor a amplitude de deformação. Essa observação já havia sido realizada por Armstrong⁽⁶⁾ para a compressão multidirecional do alumínio 1100 à temperatura ambiente e nas curvas de fluxo de compressão múltipla do chumbo ($T = -25^\circ\text{C}$ e $\dot{\varepsilon} = 2,65 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$) no trabalho de Zhang⁽⁵⁾.

Para maiores amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,60$ e $0,89$ – figura 2 (c) - (d)) as curvas apresentam um aumento de tensão no final do ciclo. Esse aumento pode ser explicado como uma tentativa de formação de um pico que não se completa devido à nova inversão no sentido de rotação. Esses “picos” aparecem nos ciclos subsequentes, como se o processo de recristalização dinâmica estivesse atrasado e como se um ciclo anulasse parcialmente o efeito do anterior.

O ensaio com amplitude de deformação cíclica de 0,89 (figura 2 (d)) não atingiu o σ_{ss} com a deformação total de 2,4. Essa amplitude de deformação coincide com a deformação de pico do ensaio de torção monotônica. Observa-se que após inversão do sentido de rotação a curva apresenta um transiente e depois tende para o valor de pico. Tal fato se repete no terceiro segmento do ensaio.

Para os ensaios com maiores amplitudes de deformação que 0,24, a curva de fluxo após reversão exibe um transiente, com tensão de escoamento aproximadamente constante. Nesse platô ocorre uma desintegração da estrutura de discordâncias formadas na etapa anterior. Ocorre em seguida, um aumento da tensão de fluxo, com formação de uma nova subestrutura⁽¹⁰⁾. Esse transiente na curva de fluxo foi verificado também por Bartolomé^(9, 11) e Zhang^(12, 13).

Baseado nos resultados apresentados nas figuras 2 (a) – (d) está claro que a tensão de saturação do ensaio cíclico (σ_{ss}^c) depende basicamente da amplitude de deformação. Para baixas amplitudes de deformação, σ_{ss}^c é tanto menor quanto menor for a amplitude de deformação. Para as amplitudes de deformação maiores que 0,36, σ_{ss}^c é ligeiramente maior que σ_{ss} . Sabe-se que esse aumento da tensão ocorre porque a cada ciclo o material procura alcançar o pico de recristalização dinâmica. Segundo Bartolomé⁽¹¹⁾, o material só não apresenta pico, quando a reversão é realizada dentro do regime estacionário. Portanto, acredita-se que até a amplitude igual a da deformação do início do estado estacionário ($\Delta\varepsilon = \varepsilon_s = 1,2$) os valores de σ_{ss}^c são ligeiramente maiores que σ_{ss} e que para amplitudes de deformação maiores que a do estado estacionário, a curva atingirá a tensão de saturação igual à da torção monotônica.

A fotomicrografia da figura 4(a) mostra a microestrutura da seção da cabeça do corpo de prova do cobre, mostrando grãos equiaxiais e maclas de recozimento. A fotomicrografia obtida na seção longitudinal e superficial do corpo de prova após realização dos ensaios de torção monotônica com deformação de 2,5 é apresentada

na figura 4(b). Devido ao processo de recristalização dinâmica verificou-se a presença de pequenos grãos recristalizados numa matriz de cobre com subestrutura (grãos já recristalizados e deformados), onde não se conseguiu delinear bem os contornos de grão. As maclas de recozimento da amostra original não foram observadas. Foi verificado que com o processo de recristalização ocorreu um refino de grão, como nos trabalhos de Petkovic⁽¹⁴⁾ e McQueen⁽¹⁵⁾. Na seção longitudinal existem alguns grãos alongados na direção de 45° com o eixo do CP, direção de intenso cisalhamento promovido pelo ensaio de torção.

As fotomicrografias ópticas da seção longitudinal do cobre submetido aos ensaios de torção cíclica são apresentadas na figura 5. As condições para realização dos ensaios foram mantidas iguais às da torção monotônica ($T = 400^{\circ}\text{C}$ e $\dot{\epsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$), usando as amplitudes de 0,10; 0,36, 0,60 e 0,89. A deformação total é próxima de 2,5. Existe uma pequena variação na deformação total empregada, em função das diferentes amplitudes de deformação, porque todos os ensaios foram interrompidos no fim do ciclo positivo.

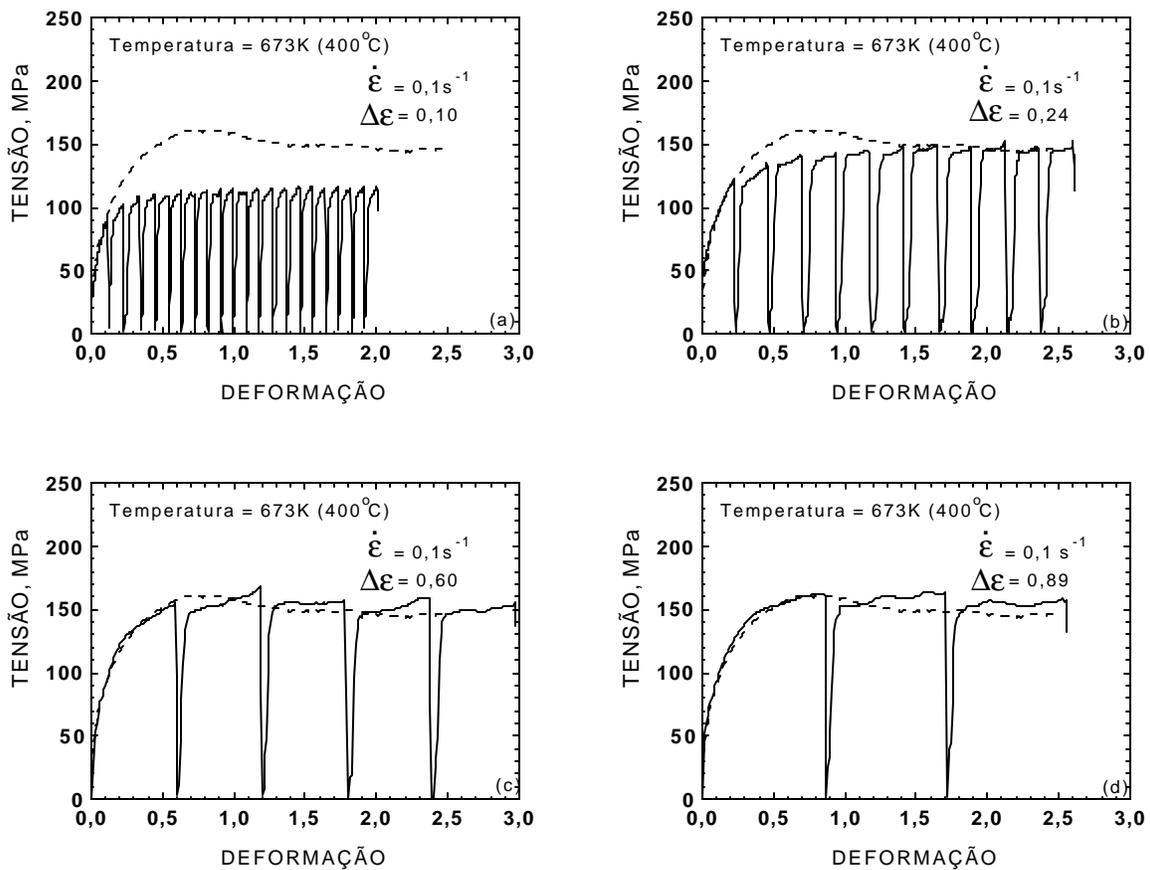


Figura 2 - Curvas de tensão equivalente x deformação equivalente para os ensaios cíclicos: a) $\Delta\epsilon = 0,10$; b) $\Delta\epsilon = 0,24$; c) $\Delta\epsilon = 0,60$ e d) $\Delta\epsilon = 0,89$. O ensaio de torção monotônica encontra-se em linha pontilhada.

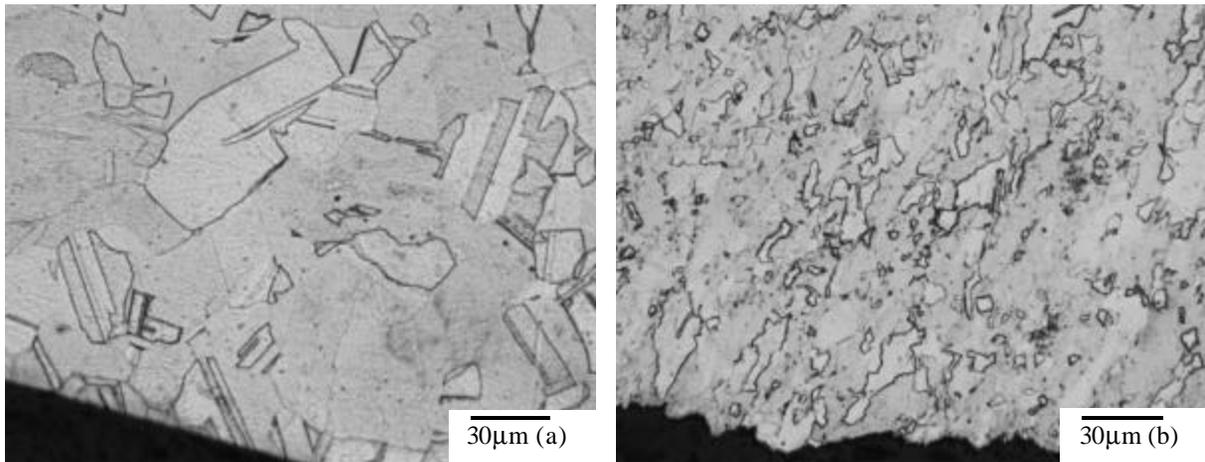


Figura 4 – Fotomicrografias ópticas da seção longitudinal do cobre: a) cabeça do CP e b) torção monotônica ($T = 400^{\circ}\text{C}$, $\Delta\varepsilon = 0,1\text{s}^{-1}$ e $\varepsilon = 2,5$). Ataque por aplicação com solução de persulfato de amônio e peróxido de hidrogênio.

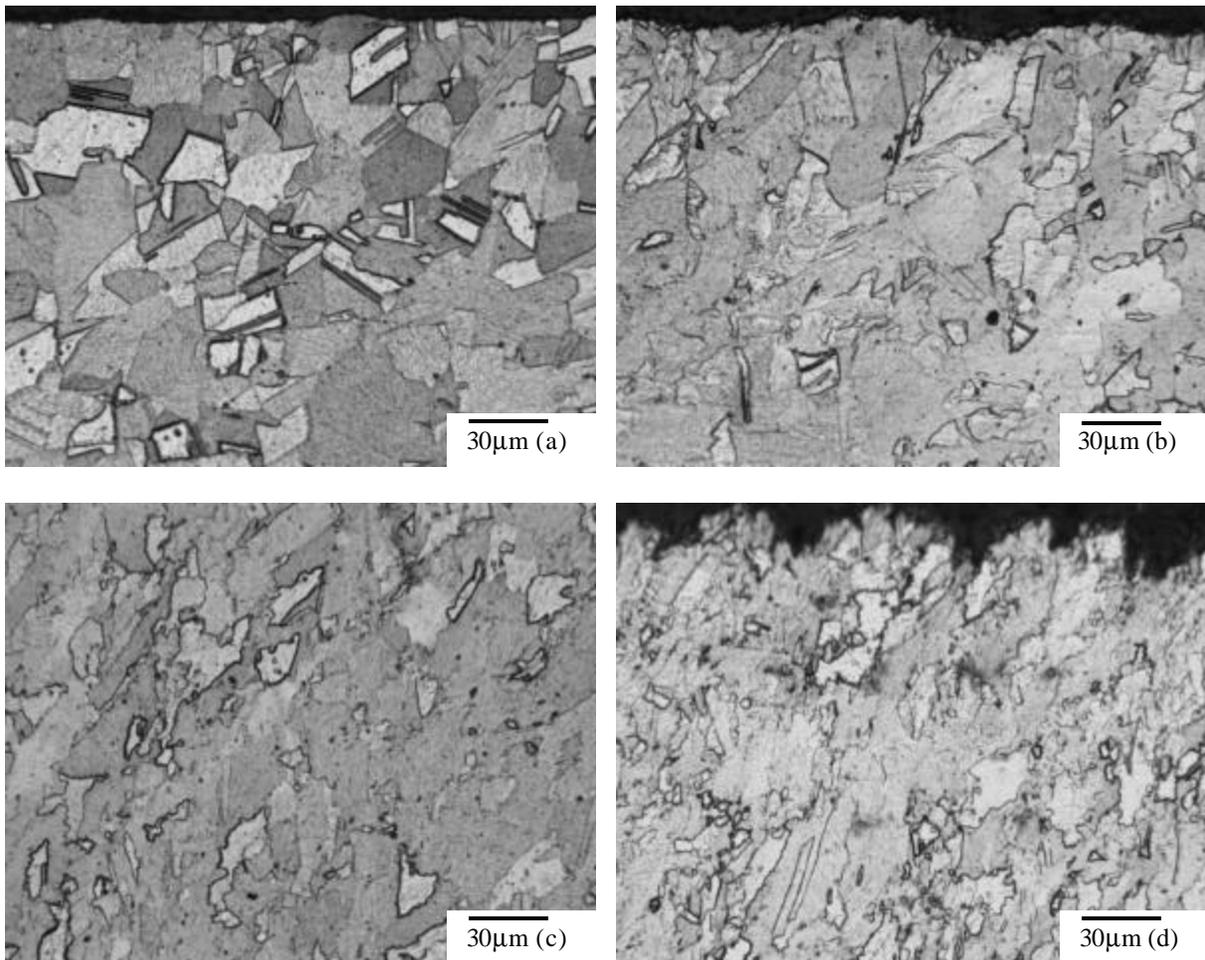


Figura 5 – Fotomicrografias ópticas da seção longitudinal do cobre: após torção cíclica: a) $\Delta\varepsilon = 0,10$; b) $\Delta\varepsilon = 0,36$; c) $\Delta\varepsilon = 0,60$ e d) $\Delta\varepsilon = 0,89$. Ataque por aplicação com solução de persulfato de amônio e peróxido de hidrogênio.

Quando a amplitude de deformação cíclica ($\Delta\varepsilon$) ainda é pequena (0,10 – figura 5(a)), não foram observadas mudanças através da microscopia óptica, ou seja, o material parece não ter sofrido deformação. As maclas de deformação originadas no recozimento prévio ainda foram detectadas. Os grãos mantêm sua forma equiaxial e visualmente apresentam-se do mesmo tamanho. Nesses ensaios cíclicos, o processo de restauração dominante foi o de recuperação dinâmica.

Para $\Delta\varepsilon$ de 0,36 (figura 5 (b)) a microestrutura observada já foi bem diferente da original; verifica-se a presença de linhas de deslizamento nos grãos de cobre ainda não recristalizados. As maclas de recozimento são raramente observadas. Pequenos grãos recristalizados foram observados.

Com o aumento da amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,60$ e $0,89$ - figura 5 (c) e (d)), observa-se a presença de pequenos grãos recristalizados (brancos e bem delineados) e grãos maiores com intensa subestrutura, formando uma matriz, onde seus contornos são dificilmente observados. A microestrutura da torção cíclica se aproxima da monotônica à medida que a amplitude de deformação aumenta. Nesses ensaios ocorreu a recristalização dinâmica. Sugere-se que a mudança de sentido de rotação atrasa o processo de nucleação da recristalização dinâmica.

4 - CONCLUSÃO

A torção monotônica do cobre ($T = 400^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 0,1\text{s}^{-1}$ e $\varepsilon = 2,5$) apresenta curva de fluxo característica do processo de recristalização dinâmica. A análise microestrutural confirmou a presença deste fenômeno, através da presença de pequenos grãos recristalizados e do refino generalizado da microestrutura.

No caso da torção cíclica, o processo de restauração dinâmica é função da amplitude de deformação. Para baixas amplitudes de deformação ($\Delta\varepsilon = 0,10$ e $0,24$) predomina a a recuperação dinâmica, e as curvas de fluxo não apresentam o pico de recristalização dinâmica e a microestrutura inicial não se altera com a deformação. Para maiores amplitudes ($\Delta\varepsilon = 0,60$ e $0,89$), apesar do pico não ser claramente identificado, uma vez que a cada reversão o processo é interrompido, a microestrutura mostrou a presença do processo de recristalização dinâmica.

A tensão de saturação da torção cíclica (σ_{ss}^c) é tanto menor quanto menor for a amplitude de deformação ($\Delta\varepsilon$).

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CDTN/CNEN (Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear/Comissão Nacional de Energia Nuclear) pela realização do tratamento térmico nos corpos de prova, ao CNPQ (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) e PRONEX (Programa de Núcleos de Excelência) pelo apoio financeiro.

5- REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. McQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. **Treatise on Materials Science and Technology**,

- Plastic Deformation of Materials**, San Francisco Academic Press, v. 6, p. 393-493, 1975.
2. COFFIN, L. F.; TAVERNELLI, J. F. The cyclic straining and fatigue of metals. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 215, p. 794-807, 1959.
 - 3 PINHEIRO, I. P.; Barbosa, Ronaldo; CETLIN, P. R. A Importância do caminho de deformação nos processos de restauração a quente do aço livre de intersticiais. In: CONGRESSO ANUAL – ABM, 57, 2002, São Paulo. **Anais...São Paulo. ABM**, 2002. p. _____.
 - 4 LINDH, E. et. al. Effect of redundant deformation on recrystallization behaviour of copper. **Scripta Metallurgica et Materialia**, v. 29, p. 347-352, 1993.
 - 5 ZHANG, X. J. **The effect of strain history on properties and structure of deformed metals**. 1998. 186f. Thesis (Doctor of Philosophy) - Department of Materials Engineering, Monash University, Clayton.
 6. ARMSTRONG, P. E.; HOCKETT, J. E. Large strain multidirectional deformation of 1100 aluminum at 300 K. **J. Mech. Phys. Solids**, v. 30, n. 1/2, p. 37-58, 1982.
 - 7 **DAVENPORT, D.J.; HIGGINSON, M.F. Journal of Materials Processing Technology**, v. 98, p. 267-----,2000.
 - 8 JONAS, J.J.; MACCAGNO, T.M.; YUE,S. The role of dynamic recrystallization in industrial hot working. In: ANNUAL CIM CONFERENCE OF METALLURGISTS, 34, 1995, Vancouver. **Proceedings... Vancouver.**, 1995. p. _____.
 - 9 BARTOLOMÉ, R.; GUTIÉRREZ, I.; FUENTES, M. Effect of the strain reversal on the recrystallization of a microalloyed steel. In: THE FOURTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON RECRYSTALLIZATION AND RELATED PHENOMENA, July 1999, Tsukuba, Japan, Japan Institute of Metals. **Proceedings... Tsukuba: T. Sakai; H. G. Suzuki (ed.)**, 1999. p. 709-714.
 - 10 PINHEIRO, I. P.; BARBOSA, R.; CETLIN, P. R. The effect of strain path on the mechanical behavior and dislocations arrangements in the hot working of copper. **Materials Science and Engineering A**, v. 368, n. 1/2, p. 280-285, mar. 2004.
 - 11 BARTOLOMÉ, R.; ASTIAZARAN, J. I.; IZA-MENDIA, A.; GUTIÉRREZ, I. Mechanical and microstructural effect of the strain reversal on a microalloyed steel. In: PROC. CONF. ON "THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS", 2000, London . **Proceedings... London: IOM Communications**, 2000. p. 221-230.
 - 12 ZHANG, X. J.; THOMSON, P. F.; HODGSON, P. D. The stress-strain and recrystallization behaviour for deformation involving a change in strain path. In: CONF. ON THERMOMECHANICAL PROCESSING OF STEELS AND OTHER MATERIALS - THERMEC, 1997, Pennsylvania. **Proceedings... Pennsylvania: TMS (T. Chandra; T. Sakai (ed.))**, 1997. v.2, p. 1705-1712.
 - 13 ZHANG, X. J.; HODGSON, P. D.; THOMSON, P. F. Incorporating the effect of change in strain path in constitutive models of hot deformation. In: AUSTRALASIA PACIFIC FORUM ON INTELLIGENT PROCESSING AND MANUFACTURING OF MATERIALS - IPPMM, 1997, Brisbane, National Library of Australia. **Proceedings...Brisbane: T. Chandra; S. R. Leclair; J. A. Meech; B. Verma; M. Smith; B. Balachandran (ed.)**, 1997. p.941 - 947.
 - 14 PETKOVIC, R. A.; LUTON, M. J.; JONAS, J. J. Recovery and recrystallization of polycrystalline copper after hot working. **Acta Metallurgica**, v. 27, p. 1633-1648, 1979.
 - 15 McQUEEN, H. J.; BERGERSON, S. Dynamic recrystallization of copper during hot torsion. **Metal Science Journal**, v. 6, p. 25-29, 1972.

THE DYNAMIC RESTORATION AND MICROSTRUCTURAL EVOLUTION OF COPPER IN MONOTONIC AND CYCLIC TORSION⁽⁰¹⁾

Ivete Peixoto Pinheiro⁽⁰²⁾
Waldemar Alfredo Monteiro⁽⁰³⁾
Ronaldo A. N. M. Barbosa⁽⁰⁴⁾
Paulo Roberto Cetlin⁽⁰⁵⁾

ABSTRACT

The control of processing variables during the hot working of metals leads to adequate geometrical changes and final microstructures. Recent researches have covered the effect of strain path on the microstructural evolution of metals and the resulting changes in their mechanical properties.

Copper was used as a model material in the microstructural analysis of hot working, since the quenching of this material does not cause phase changes, which are observed for example in steel. Monotonic (continuous) and cyclic (with various strain amplitudes) hot torsion tests were performed. Samples for optical microstructural analyses were instantaneously quenched through water injection in the quartz tube that protects the sample from oxidation during the test.

The steady-state tension in cyclic torsion at low strain amplitudes was lower than for monotonic torsion. However, these values are similar for higher strain amplitudes. Optical metallography showed that monotonic torsion leads to grain refinement. Cyclic torsion causes a decreasing grain size as strain amplitude increased, tending to a grain size typical of monotonic torsion.

Palavras-chave: torção cíclica, caminho de deformação, deformação cíclica.

Keywords: cyclic torsion, strain path, cyclic strain.

(01) Technical paper to be presented of 59^o Annual Congress of the ABM, July/22 to 25/2004, São Paulo - SP.

(02) Dr., Associate Professor at the Federal Center of Technological Education of Minas Gerais, Department of Mechanics, Belo Horizonte. ivetepinheiro@deii.cefetmg.br.–

(03) Dr., Institute of Energy and Nuclear Researches (IPEN/CNEN), Center of Science and Technology of Materials. wamonte@baitaca.ipen.br

(04) Dr., Associate Professor at the Federal University of Minas Gerais, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Belo Horizonte. roanldo@demet.ufmg.br.

(05) Dr., Professor at the Federal University of Minas Gerais, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Belo Horizonte. pcetlin@demet.ufmg.br.