

EFEITO DOS MECANISMOS TERMICAMENTE ATIVADOS NO COBRE COMERCIALMENTE PURO QUANTO A SUA SUBESTRUTURA DE DEFORMAÇÃO *

Raphael Henrique Morais Reis¹

Larissa Fernandes Nunes¹

Sergio Neves Monteiro²

Resumo

Este artigo investiga o efeito dos mecanismos termicamente ativados, principalmente o deslizamento cruzado e a escalagem, existentes durante a deformação plástica em tração do cobre comercialmente puro, entre um intervalo de temperatura de -196°C a 500°C. Auxiliado pela análise microestrutural foi constatado que a subordinação de ambos mecanismos na subestrutura deformada gerando células, alinhamento e dissolução de paredes e sub-contornos. A tensão de transição dos estágios de encruamento diminui continuamente durante o intervalo de temperatura, embora que, o efeito de escalagem somente pode ser detectado em temperaturas acima do ambiente. Logo, conclui-se que a escalagem não possui associação direta com a tensão de transição, mas provavelmente com a característica da recuperação dinâmica, as configurações de baixa energia assumidas pelos arranjos de discordâncias.

Palavras-chave: Mecanismos termicamente ativados; Análise microestrutural; Recuperação dinâmica.

EFFECT OF THE THERMICALLY ACTIVATED MECHANISMS ON THE COMMERCIALLY PURE COPPER AS FOR ITS DEFORMATION SUBSTRUCTURE

Abstract

The present paper studies the effect of thermally activated mechanisms, in the temperature range from -196 * C to 500 * C, during plastic deformation in traction of commercially pure copper, especially cross - slip and scaling. Through the microstructural analysis, the conditioning of both mechanisms in the deformed substructure, generating cells, alignment and dissolution of walls and sub-contours, was recorded. The transition stress of the hardening stages decreases continuously during the temperature range, although, the scaling effect can only be detected at temperatures above the ambient. Therefore, it is concluded that the scaling has no direct association with the transition voltage, but probably with the characteristic of the dynamic recovery, the low energy configurations assumed by the disordering arrangements

Keywords: Thermally activated mechanisms; Microstructure analysis; Dynamic recovery.

1 *Mestrando(a) em Ciência dos Materiais, Engenheiro(a) Metalurgista, Pós-graduação em Ciência dos materiais, Instituto Militar de Engenharia - IME, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, Brasil.*

2 *Engenheiro Metalúrgico, PhD em Materials Science And Engineering, Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, Rio de Janeiro - Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

O cobre comercialmente puro encontra grande aplicação industrial na forma de molas, fixadores, pequenas engrenagens, eletrodos ou condutores elétricos, podendo suportar temperaturas relativamente elevadas devido ao efeito Joule. O estágio final de fabricação destes condutores e eletrodos é normalmente realizado por laminação ou trefilação a frio, sendo o produto comercializado na forma encruada [1-3]. Existe então, interesse em conhecer a participação dos mecanismos responsáveis pelas alterações subestruturais que ocorrem pelo efeito da temperatura sobre o cobre deformado.

Estudos realizados em aço inoxidável austenítico [4-7], que como o cobre comercialmente puro é um material cúbico de face centrada com baixa energia da falha de empilhamento, constataram que até 550°C há um fortalecimento mecânico estável. Sendo o envelhecimento dinâmico o possível responsável pelo fortalecimento indicado pelas escalas na variação com a temperatura tanto da tensão de transição dos estágios de encruamento quanto da resistência máxima. Porém, a questão de que em metais de baixa energia da falha empilhamento poderiam ter diferentes mecanismos de deformação termicamente ativados, responsáveis por diferentes comportamentos respectivamente abaixo e acima de 0,5 Tf [5]. Ou seja, o controle do fortalecimento à baixas temperaturas sendo responsável pelas escalas na tensão de transição são devidas a ocorrência do deslizamento cruzado. Por outro lado a responsável pela intensa recuperação dinâmica observada a altas temperaturas é a escalagem de discordâncias, resultando no decréscimo da tensão de transição.

Em trabalhos anteriores [7], foi esclarecido esta dúvida comparando o comportamento mecânico do cobre comercialmente puro com o do aço inoxidável austenítico. Constatou-se [7], que os estágios verificados no aço inoxidável austenítico não eram presentes no cobre com baixa energia da falha de empilhamento. De fato, no cobre, tanto a tensão de transição quanto a resistência máxima *abaixam* continuamente com a temperatura desde -196°C até 500°C. Fora isto, o envelhecimento dinâmico não foi observado no cobre, serrilhados e anormalidades na ductilidade [7]. Logo foi deduzido, previamente, que os responsáveis pelos estágios de tensão de transição e resistência máxima no aço inoxidável austenítico não seriam os mecanismos termicamente ativados.

Todavia, o questionamento se os mecanismos de deformação termicamente ativados no cobre estariam diretamente associados às tensões de transição entre os estágios de encruamento foi mantido. Determinou-se então, estudar as subestruturas de discordâncias que condicionam as propriedades mecânicas para examinar essas associações, e do qual os mecanismos termicamente ativados podem ser associado pelas suas características.

As subestruturas de deformação em monocristais de cobre foram amplamente estudadas [8-10], assim como em corpos policristalinos [10]. Particularmente da transição no encruamento do estágio II para o estágio III, identificou-se uma tensão de transição no encruamento do estágio II para o estágio III, caracterizou-se uma tensão de transição bem derivada, σ_{III} , tanto em monocristais [11,13] quanto em policristais de cobre [5]. Sendo o deslizamento cruzado possível responsável por esta transição no encruamento como visto anteriormente [13].

Experimentos mostram que no cobre o início do estágio III até a temperatura de 500°C, associa-se ao surgimento de linhas de deslizamento “fragmentadas”, onde, segmentos de linhas do sistema de deslizamento primário estão interligados com linhas do sistema de deslizamento cruzado [13]. Apoiando a teoria aceita comumente [14] de que o estágio III inicia-se quando a tensão aplicada atinge um nível que permita as discordâncias circundarem os obstáculos por deslizamento cruzado.

A escalagem e o deslizamento cruzado são possíveis encarregados pela recuperação dinâmica e conseqüentemente pela desorientação na linearidade do encruamento [14-15]. Presumi-se que a escalagem dar-se sobretudo a altas temperaturas enquanto o deslizamento cruzado acontece em baixas temperaturas.

Exteriorizado tais ideias, perdura o questionamento relativo à colaboração dos mecanismos de deformação termicamente ativados sobre as modificações na subestrutura e nas propriedades mecânicas do cobre. Com tudo, este trabalho tem o objetivo de investigar a atribuição destes mecanismos através da análise de micrografias, principalmente a eletrônica de transmissão, no cobre comercialmente puro deformado até a ruptura entre -196°C e 500°C.

2 DESENVOLVIMENTO

Foi utilizado no presente trabalho cobre comercialmente puro com 99,93% de pureza, pesquisado em trabalhos similares. Foram usinadas em corpos de prova cilíndricos com 24 mm de comprimento útil e 4 mm de diâmetro útil, barras laminadas deste cobre com 25,5 mm de diâmetro. Os corpos de prova foram posteriormente tratados termicamente a 540°C por 50 minutos, e enfim, em uma solução a base de ácido fosfórico com voltagem de 7V, polidos eletroliticamente.

Ensaiaados por tração, sob vácuo, às diversas temperaturas no intervalo correspondendo de 0,06 a 0,57 da temperatura absoluta de fusão. Obtendo-se tensões verdadeiras, σ , deformações verdadeiras, ϵ , e tangentes $d\sigma/d\epsilon$ através de processamento computacional das curvas de carga contra afastamento das garras da máquina INSTRON.

A Microscopia Eletrônica de Transmissão, MET, em amostras retiradas por eletroerosão de corpos de prova, auxiliou na observação das subestruturas deformadas, para diferentes níveis de deformação. Em solução à base de ácido fosfórico estas amostras sofreram depressão por eletroerosão e polimento eletrolítico, sendo observadas para uma voltagem de 100 KV.

Na figura 1 é apresentado para o cobre comercialmente puro as curvas de variação, em dupla escala logarítmica, do encruamento $d\sigma/d\epsilon$ contra a extensão para diversas temperaturas. Destacando-se a acentuada mudança na variação logarítmica da tangente, inicialmente quase horizontal (praticamente uma relação linear entre σ e ϵ) para outro estágio bem inclinado (uma forte relação parabólica entre σ e ϵ). Das curvas da figura 1, verifica-se que a tensão no ponto de transição entre os dois estágios de encruamento decresce continuamente com a temperatura como mostrado na figura 2.

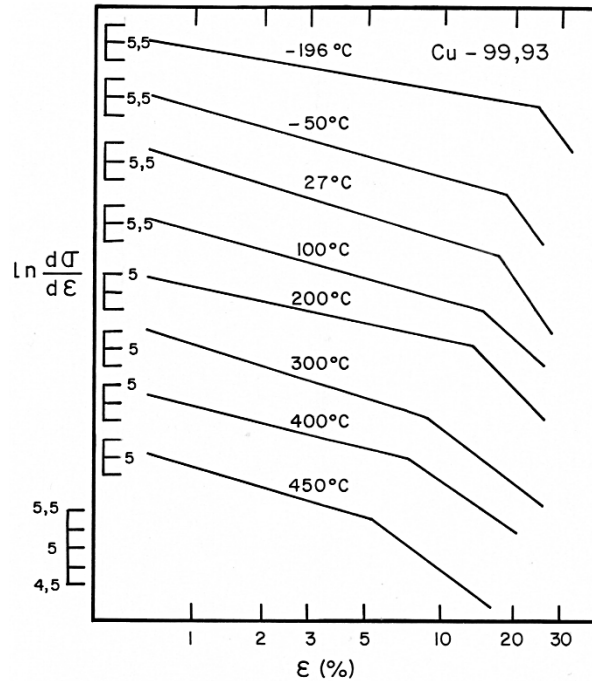


Figura 1. Alteração da taxa de encruamento com a deformação para as temperaturas estudadas.

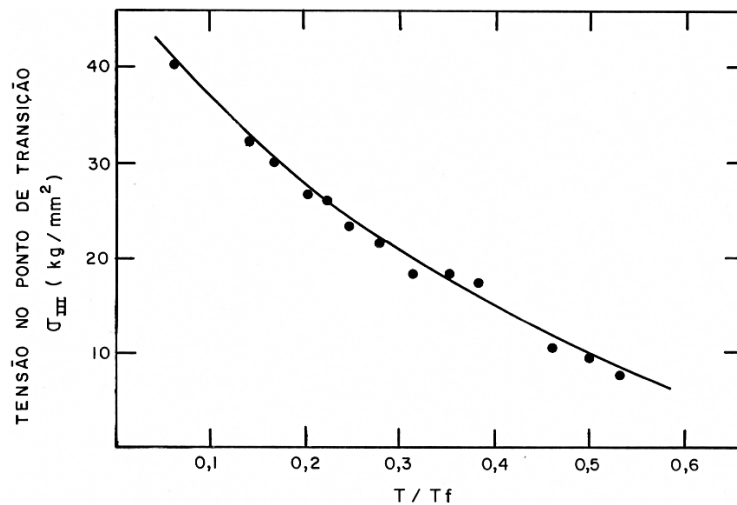


Figura 2. Alteração da tensão de transição com as temperaturas.

A subestrutura de discordâncias para a máxima deformação, corresponde à ruptura do cobre comercialmente puro a $0,06 T_F$ (-196°C) está apresentada na figura 3 (a) juntamente com a metalografia ótica, figura 3 (b) da superfície do corpo de prova. Esta subestrutura apresenta células bem definidas e com paredes densas.

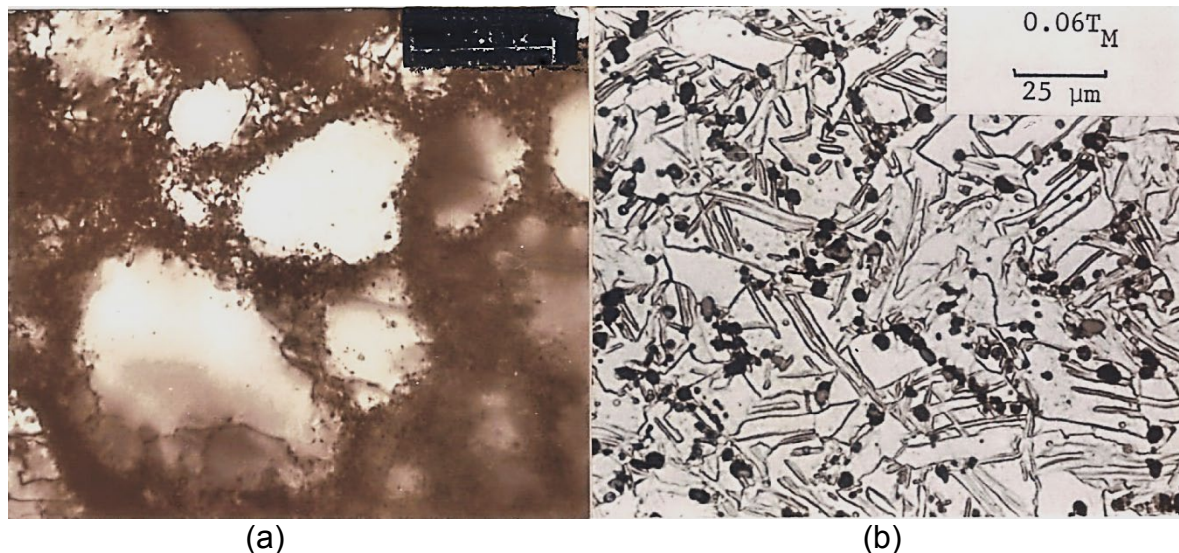


Figura 3. Comparação entre microscopias (a) Eletrônica de transmissão e (b) Ótica para a temperatura de ensaio igual a -196°C .

A figura 4 apresenta a subestrutura de discordâncias 4 (a) e a metalografia ótica 4(b) do cobre deformado até a ruptura à temperatura ambiente, $0,22 T_F$. As características são similares as da temperatura mais baixa.

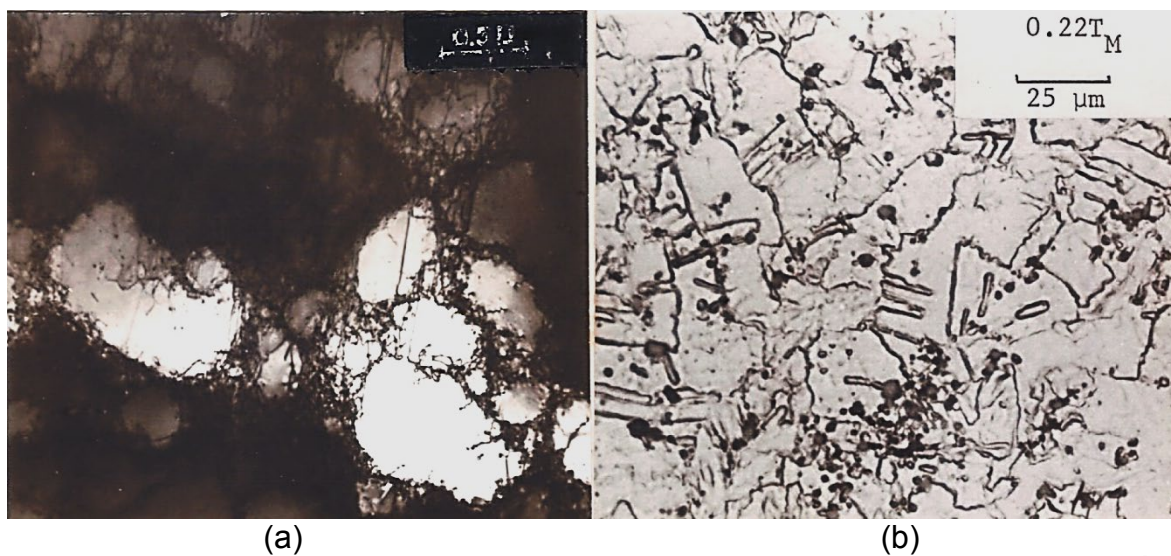


Figura 4. Comparação entre microscopias (a) Eletrônica de transmissão e (b) Ótica para a temperatura de ensaio igual a -196°C .

A figura 5 apresenta a subestrutura de discordâncias 5 (a) e a metalografia ótica (b) do cobre deformado até a ruptura à temperatura de $0,42 T_F$ (300°C). Nota-se, em relação as subestruturas anteriores, uma tendência ao alinhamento de algumas paredes de células com dissolução de outras.

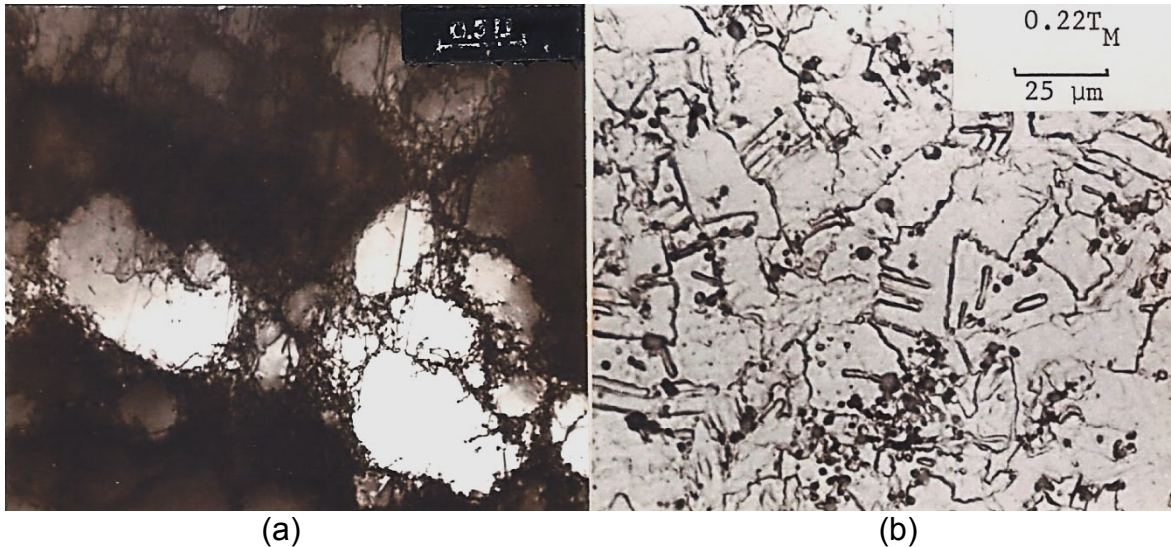


Figura 5. Comparação entre microscopias (a) Eletrônica de transmissão e (b) Ótica para a temperatura de ensaio igual a 300°C.

A figura 6 apresenta a subestrutura de discordâncias 6 (a) e a metalografia ótica (b) do cobre deformado até a ruptura à temperatura de $0,5 T_F$ (400°C). Observou-se células maiores possivelmente consequência da menor tensão atingida e do processo de dissolução de algumas paredes. Estas paredes são comparativamente mais finas, aumentando também a diferença de orientação entre células.

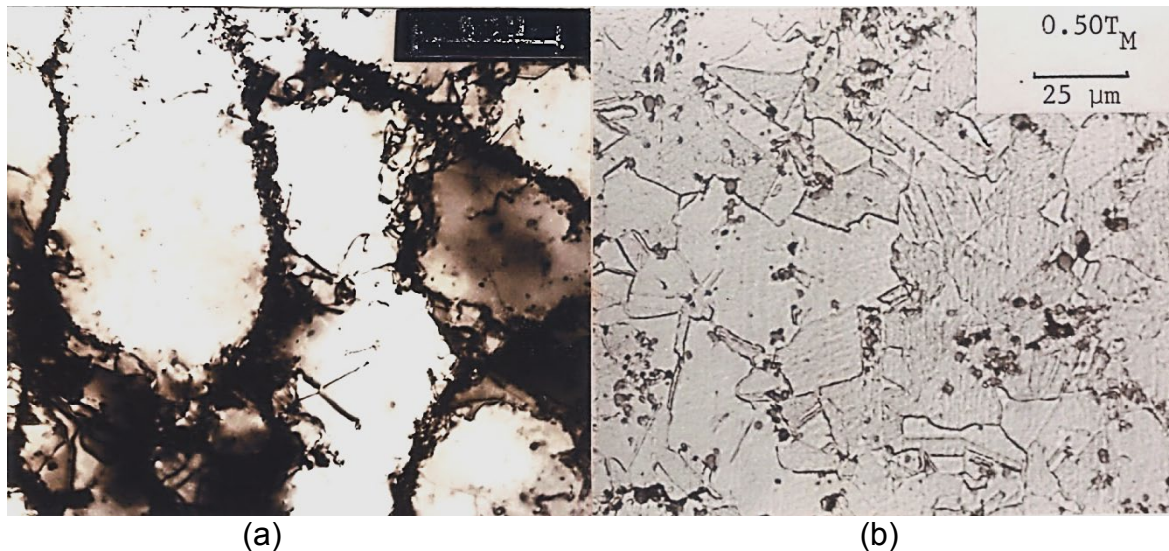


Figura 6. Comparação entre microscopias (a) Eletrônica de transmissão e (b) Ótica para a temperatura de ensaio igual a 400°C.

A figura 7 apresenta a subestrutura de discordâncias 7 (a) e a metalografia ótica (b) do cobre deformado até a ruptura à temperatura de $0,53 T_F$ (450°C). Destaca-se na subestrutura a formação de sub-grãos do que eram inicialmente células. As discordâncias se concentram nos sub-contornos mantendo livre o interior dos sub-grãos. A metalografia ótica em relação às temperaturas mais baixas, revela sinais de recristalização e crescimento de grãos. O que era esperado, pois a temperatura já é superior à metade da temperatura absoluta de fusão.

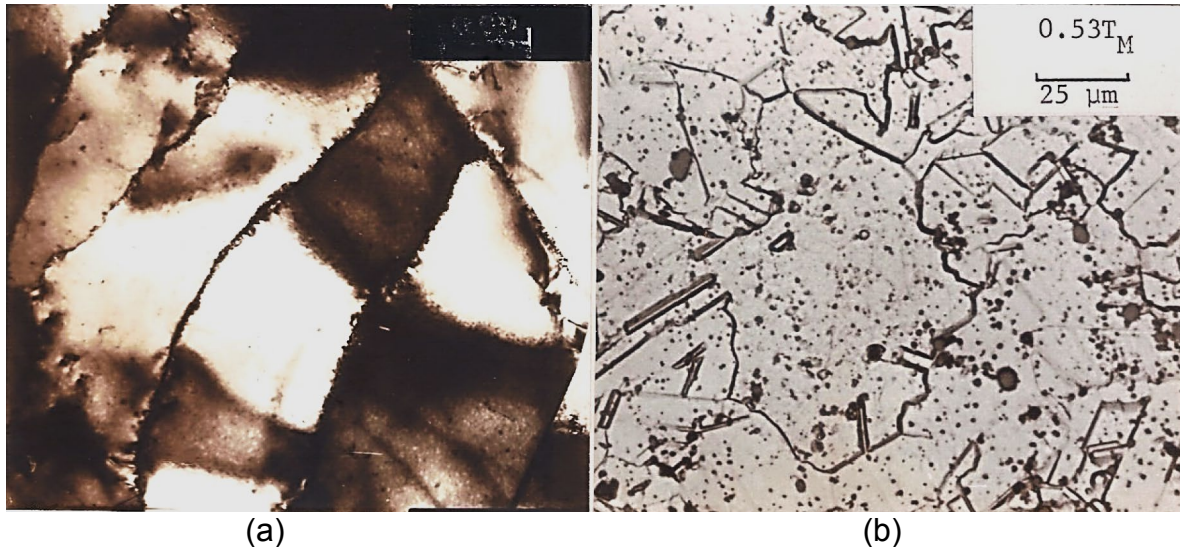


Figura 7. Comparação entre microscopias (a) Eletrônica de transmissão e (b) Ótica para a temperatura de ensaio igual a 450°C.

Este trabalho expõe o efeito dos mecanismos termicamente ativados no cobre comercialmente puro em suas modificações subestruturais em seus resultados. O deslizamento cruzado aparente predomina a baixas temperaturas. Como ilustram as figuras 3 (a) e 4 (a), até a temperatura ambiente, $0,22T_F$, a principal característica das subestruturas é o arranjo celular bem definido. A formação de células de discordâncias, observadas segundo a direção $\langle 100 \rangle$ e fechada no espaço, é atribuída ao deslizamento cruzado [15]. Até 400°C ($0,50 T_F$) também existe uma estrutura celular bem definida, figura 5 (a) e 6 (a) indicando a participação do deslizamento cruzado. Por outro lado, enquanto à baixas temperaturas não parece haver evidências de efeitos de escalagem, acima da temperatura ambiente figura 5 (a) e 6 (a), podem ser constatados alguns destes efeitos, como o aniquilamento de discordâncias na dissolução de paredes bem como o afinamento destas paredes tendendo a formar sub-contornos. Estes aspectos nos metais de baixa energia da falha de empilhamento podem ser atribuídos à contribuição conjunta do deslizamento cruzado e escalagem [18]. Acima de $0,5 T_F$, figura 7 (a), a subestrutura só revela efeitos de escalagem sobretudo a formação de subcontornos bem definidos. Isto aparentemente indica ser a escalagem dominante a altas temperaturas no cobre comercialmente puro.

Estes resultados são consistentes com os trabalhos anteriores [15] e indicam ainda, que parece haver um intervalo intermediário de temperatura entre $0,22$ e $0,55 T_F$ onde o deslizamento cruzado vai perdendo predominância para a escalagem a medida que aumenta a temperatura.

Em relação à causa da transição no encruamento, as configurações subestruturais formadas a medida que se processa a deformação plástica, aparentam ser responsáveis pela pronunciada mudança de comportamento observado nas curvas da figura 1. Assim não seria o início do deslizamento cruzado ou da escalagem o responsável direto pela transição no encruamento, mas sim os arranjos subestruturais de discordâncias resultantes destes mecanismos termicamente ativados que podem atuar concomitantemente. Ou seja, antes de ser atingida a tensão de transição, figura 4, já devem estar atuando deslizamento cruzado a baixas temperaturas ou escalagem a altas temperaturas, ou ainda ambos em temperaturas intermediárias.

3 CONCLUSÃO

O estudo do papel dos mecanismos termicamente ativados, deslizamento cruzado e escalagem, na subestrutura de deformação do cobre comercialmente puro revelou que, as alterações subestruturais são provocadas pelo efeito em escala atômica do deslizamento cruzado a baixas temperaturas, da escalagem a altas temperaturas e combinado dos dois às temperaturas intermediárias. O decréscimo da tensão de transição dos estágios de encruamento não se associa diretamente com o início da escalagem, pois os mecanismos termicamente ativados possivelmente já atuam antes desta transição. A transição nos estágios de encruamento parece estar associada às configurações subestruturais como células bem definidas e arranjos de discordâncias de baixa energia promovendo desorientação cristalográfica.

Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio a esta pesquisa concedido pelo CNPq e também a colaboração do Instituto Militar de Engenharia.

REFERÊNCIAS

- 1 Procobre. A vantagem do cobre – Um guia para trabalhar com cobre e outras ligas. 2011. [acesso em 28 jun. 2018];23:23. Disponível em: <http://www.gbcbrazil.org.br/sistema/docsMembros/020412030403000000592.pdf>.
- 2 Silveira ET. Redução das emissões de compostos orgânicos voláteis (VOCS) em um processo de laminação de cobre. Dissertação em gerenciamento e tecnologia ambiental no processo produtivo, escola politécnica, UFBA. 2006.
- 3 Rodrigues ARM. Melhoria no processo de trefilação de cobre - Estudo de caso na indústria metalúrgica. MBA em Gestão da Qualidade, UFPR. 2013.
- 4 Padilha AF. Microscopia Eletrônica de Transmissão. Departamento de engenharia metalúrgica e de materiais, EPUSP.2013
- 5 Garzón CM., Tschiptschin A. P.. Nitretação gasosa em alta temperatura de aços inoxidáveis. Revista matéria. 2005;10(4): 502-525.
- 6 Antunes AEB., Antunes LMD. Comportamento plástico do aço inoxidável austenítico em baixa temperatura. Rem: Revista Escola de Minas. 2007;60(1): 141-147.
- 7 Steeds JW, Hirsch DB. Relation between the structure and mechanical properties of metals. Her Majesty's Stationary Office. 1963; p.39.
- 8 Carvalho SS. Evolução microestrutural do cobre submetido à alta deformação por trefilação em baixa temperatura. Dissertação em Ciência dos Materiais, Instituto Militar de Engenharia. 2006
- 9 Corrêa ECS. Aspectos do encruamento de metais previamente deformados a frio. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. 2004.
- 10 Santos FA, Estudo do efeito bauschinger em cobre e latão, Trabalho de conclusão de curso, UTFPR. 2017.
- 11 Argon AS. Haasen P. A new mechanism of work hardening in the late stages of large strain plastic flow in fcc and diamond cubic crystals. Acta metallurgica et materialia, 1993.41(11).

- 12 Feaugas X., Haddou H. Grain-size effects on tensile behavior of nickel and AISI 316L stainless steel. Metallurgical and materials transactions . 2003. 34(10).
- 13 Barbosa MJR, Elias LM. Schneider S, Baptista CARP. Determinação das propriedades em tração, dano por deformação plástica e índices de anisotropia em chapas de alumínio, Anais do Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 2000, p. 14.
- 14 Rohatgi A., Vecchio KS., Gray GT. The influence of stacking fault energy on the mechanical behavior of Cu and Cu-Al alloys: deformation twinning, work hardening, and dynamic recovery. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001. 32(1): 135-145.
- 15 KULMANN-WILSDORF D. Unified theory of stage II and III of work hardening. In: Proc. of Metallurgical Society Conference on Work Hardening, Chicago,