

EFEITO DE MUDANÇAS SUCESSIVAS NA TRAJETÓRIA DE DEFORMAÇÃO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE METAIS¹

Wellington Lopes²
Elaine Carballo Siqueira Corrêa³
Haroldo Béria Campos⁴
Maria Teresa Paulino Aguilar⁵
Paulo Roberto Cetlin⁶

Resumo

Metais submetidos a diversos tipos de esforços mecânicos apresentam características de encruamento distintas das observadas em condições de deformação plástica simples (carregamento monotônico). As respostas exibidas pelos metais após uma rota de processamento mecânico dependem de diversas variáveis como o próprio modo de deformação e das características estruturais do material. A relação entre essas variáveis e os fenômenos detectados nos metais sob deformação plástica intensa não estão completamente compreendidos. Este trabalho estuda o comportamento mecânico apresentado por três materiais: o aço de baixo teor de carbono, o aço inoxidável AISI 430 e o latão CuZn34, após a imposição de três seqüências de carregamento mecânico. Os resultados obtidos confirmam a influência da estrutura cristalina no encruamento dos metais, mas a magnitude dos efeitos não pode ser explicada apenas por essa variável.

Palavras-chave: Trajetória de deformação; Aço inoxidável AISI 430; Latão; Aço de baixo teor carbono.

THE EFFECT OF SUCCESSIVE STRAIN-PATH CHANGES ON THE MECHANICAL BEHAVIOR OF METALS

Abstract

Metals submitted to various types of mechanical efforts present work-hardening characteristics distinct from those observed in conditions of simple straining (monotonic loading). The behavior of the metals after following a route of mechanical processing depends on several variables, such as the mode of deformation and the structural characteristics of the material. The relationship among these variables and the phenomena detected plastically deformed are not completely understood. This paper studies the mechanical behavior presented by three sheet materials: low carbon steel, AISI 430 stainless steel and CuZn34 brass, after a loading sequence composed by rolling followed by tension and shear. The results confirm the influence of the crystalline structure on the work-hardening of the metals, but the magnitude of the effects cannot be explained only by this variable.

Key words: Strain path; AISI 430 stainless steel; Brass; Low carbon steel.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*²

² *Professor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG, Campus VII, Timóteo/MG, Departamento de Metalurgia, wellington@timoteo.cefetmg.br*

³ *Professor, Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais – CEFET/MG.*

⁴ *Professor Associado, UFMG, Departamento de Engenharia Mecânica.*

⁵ *Professor Associado, UFMG, Departamento de Engenharia de Materiais e da Construção Civil.*

⁶ *Professor Titular, UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.*

1 INTRODUÇÃO

A combinação de diversos tipos de esforços mecânicos para atingir a forma e as dimensões finais de um produto acarreta invariavelmente uma modificação da microestrutura de seu material, com a conseqüente modificação das suas propriedades mecânicas. Em processos primários de conformação mecânica como laminação e forjamento, o metal experimenta mudanças sucessivas na microestrutura à medida que o mesmo é deformado, as quais dependem ainda de diversas variáveis, como a temperatura e as condições de lubrificação (variáveis de processo) e da maneira como o material é deformado, ou seja, da sua história de deformação, característica de cada um dos processos de conformação mecânica.⁽¹⁾

A combinação de tipos diferentes de esforços mecânicos para promover a deformação plástica de um material pode ocasionar encruamentos transientes, envolvendo uma alternância de taxas de encruamento elevadas acompanhadas por períodos de queda da mesma e vice-versa.

A influência da mudança da trajetória de deformação no aparecimento de um encruamento transiente pode ser associado a três causas básicas. A primeira abordagem considera a existência de uma deformação heterogênea em materiais polifásicos. A Figura 1 mostra o comportamento diferenciado das ligas de alumínio AA6022-T4 e AA1050-O quando submetidas à mesma rota de processamento mecânico, composta por uma pré-deformação em tração, seguida por cisalhamento a 135° em relação à direção de tração.⁽²⁾

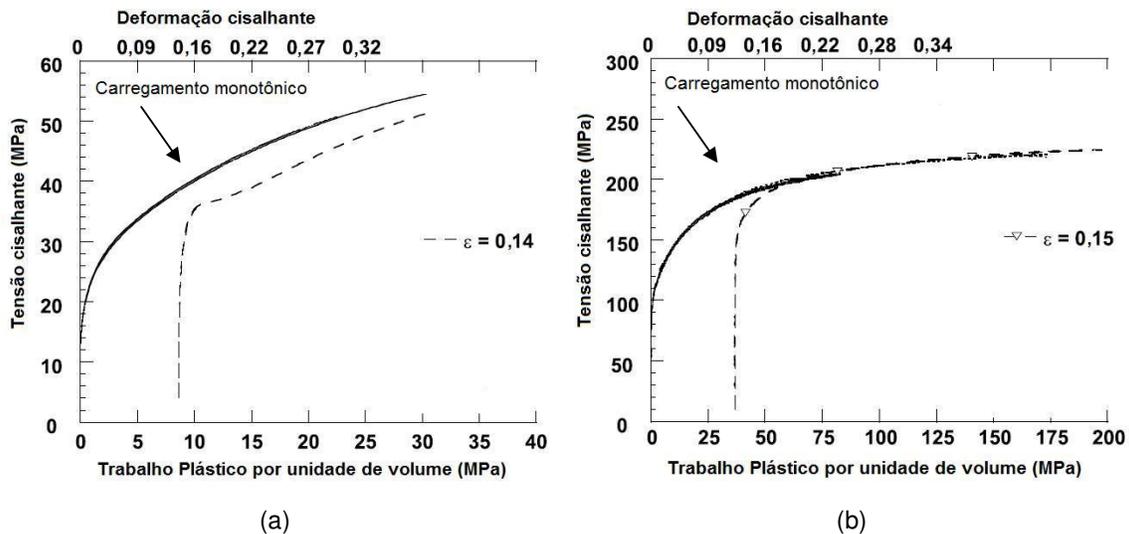


Figura 1. Curvas tensão cisalhante vs trabalho plástico por unidade de volume de ligas de alumínio pré-deformadas em tração e cisalhadas a 135° em relação à direção de tração: (a) Liga AA1050-O e (b) Liga AA6022-T4.⁽²⁾

O segundo método de análise afirma que a pré-deformação em uma direção e em um modo específicos pode ocasionar uma evolução da textura, resultando em mudanças na anisotropia plástica do material com a conseqüente alteração do aspecto das curvas tensão-deformação. Nessa condição, a direção e a magnitude da pré-deformação exercem influência sobre o comportamento macroscópico do metal.⁽³⁾ Um exemplo do efeito dessas variáveis é o aparecimento de microbandas de cisalhamento (localização microscópica da deformação através da formação de bandas finas e estreitas que cisalham os grãos do material).⁽⁴⁾

Por fim, considera-se que as subestruturas de discordâncias estabelecidas durante a pré-deformação sejam reorganizadas mediante uma dissolução ou mesmo um reforço durante o recarregamento do material, algo observado comumente em aços ao carbono.⁽⁵⁾ Neste caso, a subestrutura que se desenvolve no material apresenta forte dependência da severidade da mudança da trajetória de deformação.

A maneira de se aferir a magnitude de uma mudança na trajetória de deformação foi proposta por Schmitt, Aernoud e Baudalet,⁽⁶⁾ os quais propuseram a criação de um parâmetro α , também conhecido por θ , que consiste no produto escalar dos tensores de deformação impostos durante a pré-deformação e a deformação subsequente.

Contudo, todas essas abordagens usadas para descrever o comportamento mecânico não-usual de metais após uma mudança do modo de deformação não se aplicam a todos os metais. Isso ocorre porque as características estruturais desses materiais, como o tipo de estrutura cristalina, afetam a susceptibilidade à ocorrência dos diversos mecanismos de recuperação dinâmica, como o escorregamento cruzado, típico em metais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado.

Deste modo, este trabalho tem o objetivo de avaliar a influência das sucessivas mudanças da trajetória de deformação no comportamento mecânico em materiais com características estruturais diferentes, como o aço ao carbono, o aço inoxidável ferrítico AISI 430 e o latão CuZn34.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

Este trabalho utilizou três materiais para verificar o efeito das características estruturais no comportamento mecânico apresentado pelos mesmos após mudanças sucessivas na trajetória de deformação. Deste modo, dois aços foram empregados, o aço com baixo teor de carbono e o aço inoxidável ferrítico AISI 430 estabilizado ao nióbio, ambos com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, CCC, além do latão CuZn34 (latão amarelo, liga C-268), que apresenta estrutura cristalina cúbica de faces centradas, CFC.

Todos esses materiais foram utilizados no estado como recebido, ou seja, sem nenhum tipo de tratamento termo-mecânico após a entrega dos mesmos. A composição química dos aços e do latão é mostrada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química (% em peso) das chapas de aço e de latão.

Aço ao carbono		Aço AISI 430		Latão	
C	0,052	C	0,020	Cu	65,75
Mn	0,316	Mn	0,200	Zn	34,19
P	0,015	Cr	16,110	Pb	0,010
S	0,015	Ni	0,170	Fe	0,025
Si	< 0,05	Nb	0,400		
		Ti	0,010		

A espessura das chapas utilizadas neste estudo foi de 0,60mm e de 0,51mm para os aços e para o latão, respectivamente.

A chapa de latão possui a designação O82 (antigo padrão 1/2 duro), sendo caracterizada por ter sido encruada previamente. Assim, o encruamento deste material difere daquele comumente observado em latões no estado recozido.

2.2 Corpos de Prova

Após a laminação a frio dos materiais usados nesta pesquisa, foi necessário o corte das chapas para a confecção dos corpos de prova de tração e em seguida, de cisalhamento para completar a execução da seqüência de deformação laminação/tração/cisalhamento.

O corpo de prova não-entalhado para tração foi construído de acordo com a norma ISO 50, com 75 mm de comprimento inicial e 12,5 mm de largura útil. Por sua vez, o corpo de prova usado para o ensaio de cisalhamento foi preparado mediante o corte do corpo de prova de tração após a deformação em tração de 8%, apresentando comprimento (L) de 50 mm e largura efetiva (b) de 3,5 mm.

2.3 Sequências de Deformação

2.3.1 Laminação/tração/cisalhamento

O carregamento mecânico composto por laminação/tração/cisalhamento aplicado aos materiais analisados neste trabalho compreendeu uma pré-deformação por laminação a frio de 0,15 de deformação efetiva para os três metais e adicionalmente, de 0,10 para o aço AISI 430.

A laminação a frio foi conduzida num laminador Fröhling com cilindros de 200 mm de diâmetro e velocidade de laminação de 6,25m/min, sendo o esforço mecânico aplicado na direção original de laminação da chapa. A conversão da deformação na laminação em deformação efetiva, ϵ_e , foi feita de acordo com o critério de von Mises, Equação (1).

$$\epsilon_e = 2/\sqrt{3} \ln(t_0/t_f) \quad (1)$$

t_0 = Espessura inicial da chapa, (mm);

t_f = Espessura final da chapa, (mm).

Após a laminação a frio, as chapas foram cortadas para a retirada de corpos de prova de tração. O ensaio de tração foi conduzido na máquina de ensaios Instron 5582, ajustada para uma taxa de deformação inicial de $0,002s^{-1}$. A deformação efetiva em tração foi de 0,08 (0,23 de deformação efetiva acumulada). Após a execução dessa etapa, as amostras laminadas/tracionadas foram cortadas para a retirada de corpos de prova de cisalhamento, concluindo assim, essa seqüência de carregamento mecânico.

O ensaio de cisalhamento foi realizado com uso de um dispositivo adaptado à máquina de ensaios Instron 5582.⁽⁷⁻⁹⁾

A deformação cisalhante, γ , alcançada pelo corpo de prova ao término do ensaio foi calculada através da razão do deslocamento vertical (ΔL) pela largura efetiva (b), como descrito pela Equação (2). Os valores de ΔL e de b foram obtidos com uso do projetor de perfis Mitutoyo modelo PJ 311.

$$\gamma = \frac{\Delta L}{b} \quad (2)$$

O cálculo da tensão cisalhante, τ , foi feito de acordo com a Equação (3), dividindo-se o valor de carga, P, pela área cisalhada, L.t, sendo L o comprimento do corpo de prova e t a espessura do mesmo.

$$\tau = P / (L.t) \quad (3)$$

Por fim, a conversão da tensão e da deformação cisalhantes, γ e τ , respectivamente, em tensão e deformação efetivas, ϵ_e e σ_e , respectivamente, foi feita com uso do parâmetro 1,84 (estimativa da razão dos fatores de Taylor para diferentes tipos de sollicitação) conforme demonstrado por Rauch,⁽⁷⁾ Equações (4) e (5), respectivamente.

$$\epsilon_e = \gamma/1,84 \quad (4)$$

$$\sigma_e = 1,84.\tau \quad (5)$$

A severidade da mudança na trajetória de deformação é avaliada através do parâmetro α , definido por Schmitt *et al.* (1985), calculado através do co-seno do ângulo entre os vetores representativos da pré-deformação e da deformação subsequente.

Os valores de α em função do material e da rota de processamento mecânico são mostrados na Tabela 2. Esse índice apresentou valores diferentes para a seqüência laminação/tração em função do material porque a magnitude de α depende da anisotropia inicial das chapas para essa seqüência de deformação.

Tabela 2: Valores do parâmetro α em função do material e da etapa de deformação

Material	Valores de α	
	Laminação/Tração	Tração/Cisalhamento
Aço ao carbono	0,78	0,00
Aço AISI 430	0,89	0,00
Latão CuZn34	0,81	0,00

2.3.2 Tração/laminação/cisalhamento

Essa rota de processamento mecânico difere da primeira apenas pela inversão da ordem de aplicação dos esforços compressivo-cisalhantes (laminação) e trativos. Essa trajetória de deformação foi aplicada ao aço ao carbono e ao latão, sendo a magnitude da pré-deformação em tração de 0,15 acompanhada por 0,08 de deformação efetiva em laminação. Por fim, o corpo de prova de tração foi cortado para a retirada dos corpos de prova para cisalhamento.

2.3.3 Tração/cisalhamento e laminação/cisalhamento

As seqüências de carregamento tração/cisalhamento e laminação/cisalhamento foram aplicadas ao aço inoxidável ferrítico AISI 430 para verificar a influência do tipo de pré-deformação (em tração e em laminação) no encruamento desse material. A magnitude da pré-deformação foi de 0,15, tanto para a tração quanto para a laminação. Após a pré-deformação, corpos de prova para cisalhamento foram preparados, concluindo assim essas seqüências.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra as curvas tensão-deformação efetivas para o aço ao carbono, o aço inoxidável AISI 430 e o latão deformados em

laminação_{15%}Tração_{15%}Cisalhamento além das curvas representativas do carregamento monotônico em cisalhamento para efeito comparativo.

Pode-se perceber que o recarregamento em tração após a pré-deformação em laminação ocasionou uma redução da tensão de fluxo em relação ao carregamento monotônico para a mesma quantidade de deformação, 0,15. Contudo, apenas o latão conseguiu manter uma taxa de encruamento relativamente alta, em relação aos demais metais. O aço ao carbono apresentou um encruamento transiente, indicado por uma queda da inclinação da curva, seguida por um aumento dessa inclinação. Uma resposta diferente foi observada no aço AISI 430. Este desenvolveu um ponto de estricção com apenas 0,068 de deformação em tração (ϵ_e acumulada de 0,218), devido à queda contínua da taxa de encruamento.

O comportamento semelhante dos aços com estrutura cristalina CCC e do latão com arranjo CFC diverge do observado em outros trabalhos. Uma provável explicação para isso é um desenvolvimento incompleto da subestrutura de discordâncias durante a pré-deformação em laminação, facilitando assim, a deformação plástica durante o recarregamento.⁽¹²⁾

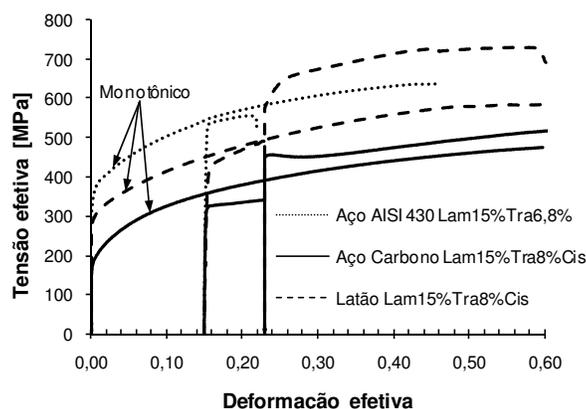


Figura 2. Curvas tensão/deformação efetivas para o aço ao carbono, o latão e o aço AISI 430 deformados em laminação_{15%}Tração_{8%}Cisalhamento.

A formação do ponto de estricção no aço AISI 430 pode ser associada com a respectiva sequência de carregamento e com a quantidade de pré-deformação. Contudo, utilizando-se o mesmo valor de pré-deformação (0,15), mas alterando o tipo e a ordem de aplicação dos esforços mecânicos, verifica-se que o aço AISI 430 é capaz de suportar um limite maior de deformação plástica.

A Figura 3(a) revela que a troca do tipo de pré-deformação (laminação por tração) e do modo de recarregamento (tração por cisalhamento) ocasionou o aparecimento de um transiente pequeno no encruamento deste metal, indicado pela seta pontilhada, mas sem o desenvolvimento de regiões de instabilidade plástica, seja durante a pré-deformação em tração ou no recarregamento em cisalhamento. Esses dados sugerem que o esforço trativo não deve ser aplicado ao aço AISI 430 após um valor de pré-deformação em laminação de 0,15, pois essa quantidade de pré-deformação ocasiona uma queda contínua e rápida da taxa de encruamento.

A Figura 3(b) indica que a supressão do carregamento trativo após a pré-deformação em laminação ($\epsilon_e = 0,15$) do aço AISI 430 resultou num aumento da taxa de encruamento com o aumento da deformação plástica em cisalhamento (sequência laminação/cisalhamento). No entanto, essa figura revela que sendo a pré-deformação em tração, o encruamento será mais estável, ou seja, sem a

presença de períodos de oscilação durante o recarregamento em cisalhamento, se comparado com a pré-deformação em laminação.

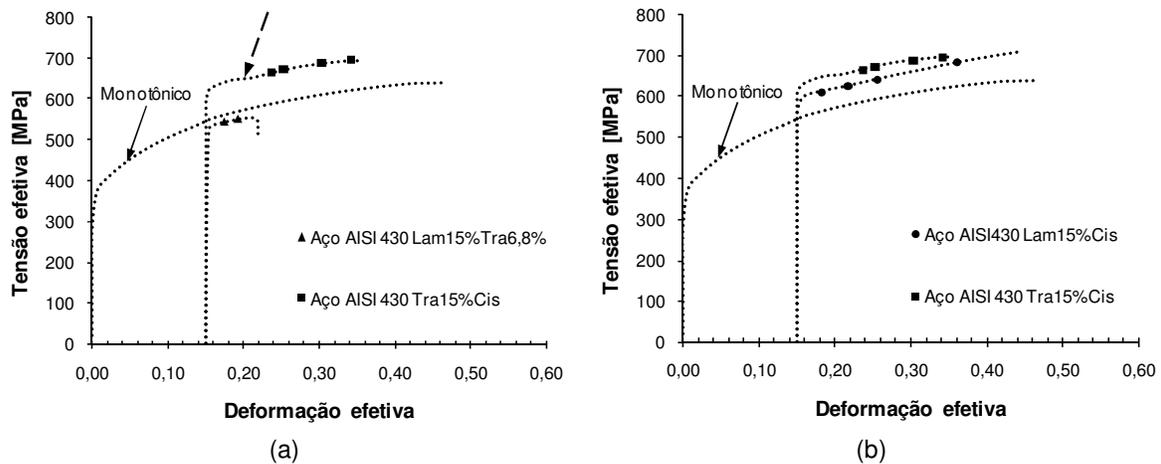


Figura 3. Curvas tensão/deformação efetivas, considerando as influências do: (a) tipo de carregamento e (b) tipo de tipo de pré-deformação, no encruamento do aço AISI 430.

A Figura 4 revela que a pré-deformação em laminação de 0,10 não provoca instabilidade plástica no aço AISI 430 durante o recarregamento em tração. Esse fato indica que a magnitude da pré-deformação em laminação afeta a resposta mecânica do aço AISI 430, quando submetido à rota laminação/tração/cisalhamento. Contudo, é possível perceber uma oscilação pequena do encruamento no início do recarregamento em cisalhamento, assim como notado para a sequência Laminação_{15%}/Cisalhamento exibida na Figura 3(b).

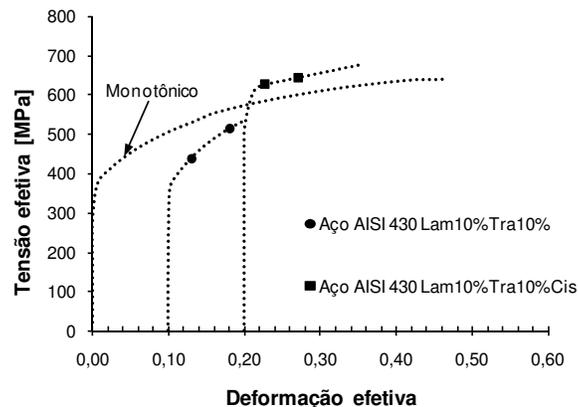


Figura 4. Curvas tensão/deformação efetivas para o aço AISI 430 pré-deformado em laminação de 0,10, segundo a sequência laminação_{10%}/tração_{10%}/cisalhamento.

Os resultados apresentados nas Figuras 2, 3 e 4 confirmam o efeito das mudanças da trajetória de deformação nas respostas mecânicas apresentadas pelo aço inoxidável ferrítico AISI 430, ocasionando, por exemplo, a redução da conformabilidade desse material. Estudos anteriores.^(2,10-11) relatam que as características estruturais, como o tipo de estrutura cristalina também influenciam a susceptibilidade à ocorrência de alguns fenômenos, como o aparecimento de um

amaciamento localizado após mudanças do caminho de deformação para tipos diferentes de materiais.

A Figura 2 mostrou que os três materiais analisados neste trabalho, quando recarregados em tração, segundo a rota de processamento laminação/tração/cisalhamento exibiram uma redução da tensão de escoamento plástico em relação ao carregamento monotônico e em seguida, um aumento durante o recarregamento em cisalhamento. Embora o aço ao carbono e o aço AISI 430 possuam o mesmo tipo de estrutura cristalina (CCC), a variação do encruamento observada nos mesmos foi diferente. Uma causa para esse comportamento distinto pode estar relacionada à organização diferenciada da subestrutura de discordâncias durante a pré-deformação em tração e, principalmente, à evolução da mesma durante a deformação subsequente. Admitese que os dois aços tenham desenvolvido uma estrutura celular de discordâncias durante a pré-deformação em laminação,⁽¹²⁾ mas parcialmente. Caso contrário, teria sido notado um aumento da resistência ao recarregamento em tração.⁽⁷⁾

A redução do valor da tensão de fluxo para o início da deformação plástica em tração indica que a subestrutura de discordâncias foi desorganizada para permitir o aparecimento de outra, típica do último modo de deformação.⁽¹²⁾

A subestrutura desenvolvida durante a pré-deformação no aço é destruída mais lentamente, quando comparada com a do latão, sendo isso indicado pelo estágio transiente do encruamento do aço no início do recarregamento em tração.

A Figura 5 apresenta as curvas tensão-deformação efetivas para o aço ao carbono e para o latão para após a imposição das rotas de carregamento laminação/tração/cisalhamento e tração/laminação/cisalhamento. A inversão da ordem de aplicação dos esforços de laminação e de tração, mantendo o cisalhamento como a última etapa de deformação não ocasionou mudanças bruscas no comportamento mecânico desses materiais.

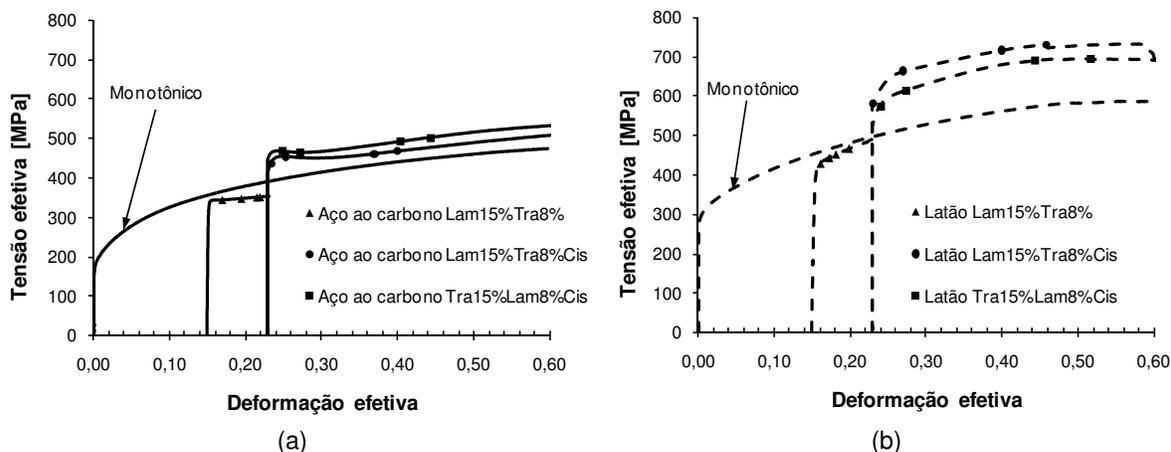


Figura 5. Curvas tensão/deformação efetivas referentes às rotas de processamento mecânico laminação/tração/cisalhamento e tração/laminação/cisalhamento para: (a) aço ao carbono e (b) latão.

Para o aço ao carbono, os resultados encontrados nas duas sequências de carregamento foram semelhantes. Esse metal apresentou uma oscilação do encruamento, mas a magnitude desse fenômeno dependeu do modo de deformação dos materiais. A extensão do estágio transiente do encruamento no início do recarregamento em cisalhamento é maior para a rota de processamento

laminação/tração/cisalhamento. Nesta sequência, o encruamento registra uma queda da inclinação da curva tensão/deformação efetiva por aproximadamente 0,12644 de deformação efetiva, recuperando-se em seguida. Já para a outra rota de processamento, tração/laminação/cisalhamento, o estágio transiente permanece por cerca de 0,04622 de deformação efetiva.

O latão também teve uma resposta similar nas duas trajetórias de deformação. No entanto, ao contrário do observado para o aço, a resistência ao escoamento em cisalhamento foi maior na sequência laminação/tração/cisalhamento que na sequência tração/laminação/cisalhamento. Contudo, no início do recarregamento em cisalhamento, nas duas rotas de processamento, o encruamento do latão foi inicialmente maior que o registrado para o carregamento monotônico desse material. Em seguida, para um valor de deformação efetiva acumulada de aproximadamente 0,25, a inclinação das curvas das duas rotas de carregamento apresenta uma queda contínua com o aumento da deformação plástica em cisalhamento. Esse fato indica, como afirmado anteriormente, que a desestruturação da subestrutura do latão que foi construída durante a pré-deformação é atrasada em relação ao observado para o aço ao carbono. Assim, a resistência maior ao escoamento do latão sob a sequência laminação/tração/cisalhamento sugere que o reforço oferecido pela subestrutura de discordâncias seja ligeiramente maior nesse modo de deformação.

O desenvolvimento de subestruturas de discordâncias diferentes para os materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (aço ao carbono e aço inoxidável AISI 430) e cúbica de faces centradas (latão) é normalmente associado com a energia de falha de empilhamento, EDE.

O aço ao carbono possui uma estrutura cristalina CCC, não apresentando falhas de empilhamento. No entanto, em situações onde a recuperação dinâmica por escorregamento cruzado é fácil, esse material comporta-se como um metal de estrutura cristalina CFC de alta energia de falha de empilhamento, EDE. Nesta condição, ocorre o desenvolvimento de uma subestrutura celular de discordâncias, a qual é heterogênea. Já o latão, com estrutura cristalina CFC apresenta baixa EDE, sendo menos susceptível à ocorrência dos processos de recuperação dinâmica. Deste modo, observa-se a criação de arranjos planares e mais homogêneos de discordâncias. Essa subestrutura, se comparada com a do aço é mais resistente à sua desestruturação através da deformação plástica ulterior à sua formação.

4 CONCLUSÕES

A aplicação das sequências de carregamento laminação/tração/cisalhamento, tração/laminação/cisalhamento, laminação/cisalhamento e tração/cisalhamento no aço ao carbono, no aço AISI 430 e no latão CuZn34 ocasionou:

- aumento e/ou diminuição da resistência ao escoamento no recarregamento após deformação inicial, em função do modo de deformação plástica, sendo a magnitude desses efeitos determinada pela quantidade de pré-deformação;
- desenvolvimento de estágios de encruamento transiente para os três metais, sendo os mesmos mais evidentes nos aços carbono e inoxidável, que exibem uma estrutura cristalina CCC;
- a extensão do encruamento transiente depende principalmente da história de deformação, mas também do tipo de estrutura cristalina; e

- para os metais com o mesmo tipo de estrutura cristalina, a ocorrência de instabilidade plástica é devido à provável disposição da subestrutura de discordâncias;

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES e ao CNPq pelo suporte para a concretização deste trabalho.

REFERÊNCIAS

- 1 DAMAMME, G., COLLIN, A., DESRAYAUD, C., MONTHEILLET, F. *Identification of Simple Shear in Plane Strain Deformation*. Journal of Engineering Materials and Technology, v.131, p. 11106-1/11106-6, (2009);
- 2 RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F., LOPES, A.B.; FERREIRA DUARTE, J.V. *Hardening behavior and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys*. Scripta Materialia, v.46, p. 881-886, (2002);
- 3 BARLAT, F., FERREIRA DUARTE, J.M., GRACIO, J.J., LOPES, A.B., RAUCH, E.F. *Plastic flow for non-monotonic loading conditions of an aluminium alloy sheet sample*. International Journal of Plasticity, v.19, p. 1215-1244, (2003);
- 4 KORBEL, A., MARTIN, P. *Microstructural events of macroscopic strain localization in prestrained tensile specimens*. Acta Metallurgica, v.36, No.9, p. 2575-2586, (1988);
- 5 RAUCH, E.F., SCHMITT, J.H. *Dislocation substructures in mild steel deformed in simple shear*. Materials Science and Engineering, v.113A, p. 441-448, (1989).
- 6 SCHMITT, J.H., AERNOUD, E., BAUDELET, B. *Yield loci for polycrystalline metals without texture*. Materials Science and Engineering, v.75A, p. 13-20, (1985);
- 7 RAUCH, E.F. *The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path*. Solid State Phenomena, v.23 - 24, p. 317-334, (1992);
- 8 RAUCH, E.F. *Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests*. Materials Science and Engineering, v.241A, p. 179-183, (1998);
- 9 FJELDLY, A., ROVEN, H.J.; RAUCH, E.F. *Shear deformation properties of extruded AlZnMg alloys*. Scripta Materialia, v.38, p. 709-714, (1998);
- 10 VINCZE, G., RAUCH, E.F., GRACIO, J.J., BARLAT, F.; LOPES, A.B. *A comparasion of the mechanical behavior of an AA1050 and a low carbon steel deformed upon strain reversal*. Acta Materialia, v.53, p. 1005-1013, (2005);
- 11 CORRÊA, E.C.S., AGUILAR, M.T.P., SILVA, E.M.P., CETLIN, P.R. *The effect of sequential tensile and cyclic torsion straining on work hardening of steel and brass*. Journal of Materials Processing Technology, v.142, p. 282-288, (2003);
- 12 CHUNG, J.H., LEE, D.N. *Effects of changes in strain path on the anisotropy of yield stresses of low-carbon steel and 70-30 brass sheets*. Journal of Materials Science, v.28, p. 4704-4712, (1993);
- 13 ZANDRAHIMI, M., PLATIAS, S., PRICE, D., BARRETT, D., BATE, P.S., ROBERTS, W.T., WILSON, D.V. *Effects of changes in strain path on work hardening in cubic metals*, Metallurgical and Materials Transactions, v.20A, p. 2471-2482, (1989).