

EFEITO DAS CARACTERÍSTICAS ESTRUTURAIS E DA SEQUÊNCIA DE CARREGAMENTO NO ENCRUAMENTO DE DOIS METAIS

Wellington Lopes, wellington@timoteo.cefetmg.br¹
Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br²
Haroldo Béria Campos, beriacampos@uol.com.br³
Maria Teresa Paulino Aguilar, teresa@demc.ufmg.br⁴
Paulo Roberto Cetlin, pcetlin@demet.ufmg.br⁵

¹CEFET/MG, Campus VII, Timóteo/MG, Av. Amazonas, 1193 – Vale Verde, 35183-006, Timóteo/MG, Brasil

²CEFET/MG, Av. Amazonas, 5253 – Nova Suíça, 30480-000, Belo Horizonte/MG, Brasil

³UFMG, Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha, 32270-901, Belo Horizonte/MG, Brasil

^{4,5}UFMG, Rua Espírito Santo, 35 sala 214 – Centro, 30160-030, Belo Horizonte/MG, Brasil

Resumo: Os processos de conformação são caracterizados por aplicar esforços mecânicos diferentes em um metal para obter a forma e as dimensões finais do produto. No entanto, a descrição correta dos estados de tensão e de deformação desenvolvidos nessas operações requer o conhecimento das variáveis de processo (temperatura e condições de lubrificação, por exemplo) e do material (anisotropia plástica, dentre outras). Esses dados são necessários devido ao encruamento não-usual de um metal após as mudanças complexas da trajetória de deformação presentes em operações reais de conformação. A variável mais importante para a descrição do encruamento do metal sob essas condições é o modo de modo de deformação. Considerando que o comportamento mecânico exibido por um material após uma operação de conformação é afetado pelas suas características estruturais e pelo modo de deformação, este trabalho submete um aço de baixo teor de carbono e um latão (CuZn34) a uma sequência de carregamento envolvendo esforços trativos, compressivo-cisalhantes e cisalhantes de acordo com a rota de processamento laminação/tração/laminação/tração/cisalhamento. Todos os testes foram realizados na direção de laminação das chapas e ambos os metais foram usados na condição como recebido. Os resultados mecânicos macroscópicos indicaram que a evolução da subestrutura de discordâncias dos materiais foi diferente. O aço de baixo teor de carbono apresentou localização prematura da deformação no início da segunda tração enquanto o latão atrasou o início da instabilidade plástica.

Palavras-chave: cisalhamento planar simples, trajetória de deformação, bandas de cisalhamento, aço de baixo teor de carbono e latão CuZn34.

1. INTRODUÇÃO

A estampagem de chapas se destaca dentre os diversos tipos de conformação mecânica por utilizar um ferramental simples sendo constituído basicamente por uma matriz e por um punção. Além disso, essas operações são caracterizadas por serem rápidas e versáteis para a obtenção de produtos com formas e dimensões variadas. Contudo, para estampar uma chapa é necessário conhecer as características de conformabilidade do material como a razão elástica (razão entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração), o fator de anisotropia além de parâmetros de processo como a taxa de deformação e a condição inicial do metal, ou seja, se o mesmo foi submetido a algum processamento termo-mecânico prévio (Talyan et al. 1998).

Os efeitos da temperatura e da sensibilidade dos metais à mudança da taxa de deformação no desenvolvimento do estado de tensões e na evolução da taxa de encruamento são as variáveis de processo mais comumente estudadas mediante testes laboratoriais. No entanto, em processos de conformação mecânica a frio, o efeito desses parâmetros na capacidade de deformação plástica dos materiais é relativamente pequeno. Nessa condição, sabe-se que o modo empregado para deformar um metal, ou seja, o caminho ou a trajetória de deformação tem um efeito maior sobre as propriedades mecânicas do produto. O limite de conformabilidade, por exemplo, é reduzido quando cargas trativas são aplicadas após estiramento biaxial (Rauch 2000). Esse comportamento aparentemente anormal indica que o encruamento do metal foi modificado ao longo do processo de deformação, ocasionando regiões de instabilidade que podem proporcionar um aumento transitório seguido por uma queda da taxa de encruamento ou vice-versa. Assim, o estudo da evolução do encruamento durante uma operação de estampagem de chapas é uma condição necessária para caracterizar adequadamente o comportamento mecânico do produto conformado.

A dificuldade é identificar as variáveis responsáveis pela presença de transientes no encruamento do material. A modificação da subestrutura (organização das discordâncias) causada pelo modo de deformação nem sempre é responsável pelas alterações na resistência mecânica do metal. Gracio et al. (2000) mostraram que apesar da liga de alumínio AA1050-O ter apresentado a mesma subestrutura de discordâncias após uma sequência de deformação composta por pré-deformação em laminação seguida por cisalhamento, o comportamento mecânico macroscópico representado por curvas tensão cisalhante/deformação cisalhante foi diferente. Neste caso, a textura de deformação, indicada pela evolução do fator de Taylor estaria relacionada com os transientes de encruamento detectados para a liga de alumínio.

A textura caracteriza a orientação de todos os grãos de um metal. No entanto, a orientação desses grãos varia e é modificada desde a solidificação do metal até o processamento mecânico, adquirindo uma orientação preferencial, típica do modo de deformação atuante (Davenport e Higginson, 2000). Desde modo, em operações de estampagem como embutimento, o material pode desenvolver uma textura de deformação que limita a conformação em determinadas orientações. Contudo, o efeito da modificação da textura no comportamento mecânico do material é observado principalmente quando este é deformado monotonicamente, ou seja, num único sentido. Quando a condição de deformação envolve a aplicação de tipos diferentes de esforços mecânicos como tração, compressão e cisalhamento e em vários sentidos, como nos carregamentos com reversão da deformação (carregamentos do tipo Bauschinger), a evolução da subestrutura de discordâncias seria a principal responsável pelo comportamento mecânico detectado (Barlat et al. 2003).

Rauch e Schmitt (1989) submeteram amostras de aço de baixo teor de carbono (0,06%C em peso) a seqüências de deformação compostas por pré-deformação em tração seguida por cisalhamento a 45°, 90° e 135° em relação à direção da tração, Fig.(1). Os autores observaram que o encruamento da amostra cisalhada a 45° praticamente não se alterou com a mudança na trajetória da deformação enquanto os corpos de prova cisalhados a 90° e a 135° tiveram aumento e diminuição da tensão de fluxo durante o recarregamento seguido por um transiente à medida que o valor da pré-deformação aumenta, respectivamente. Em função da simetria de orientação do material, as amostras cisalhadas a 45° e a 135° foram cortadas numa mesma direção, ou seja, a 45°, mas cisalhadas em direções opostas. Deste modo, o comportamento mecânico macroscópico divergente desses corpos de prova não deve ser analisado exclusivamente em função da evolução da textura. Neste caso, a polarização e a dissolução da subestrutura de paredes de discordâncias, comportamento típico de um material submetido a uma seqüência de carregamento do tipo Bauschinger, foram as responsáveis pelo comportamento mecânico registrado pelos materiais.

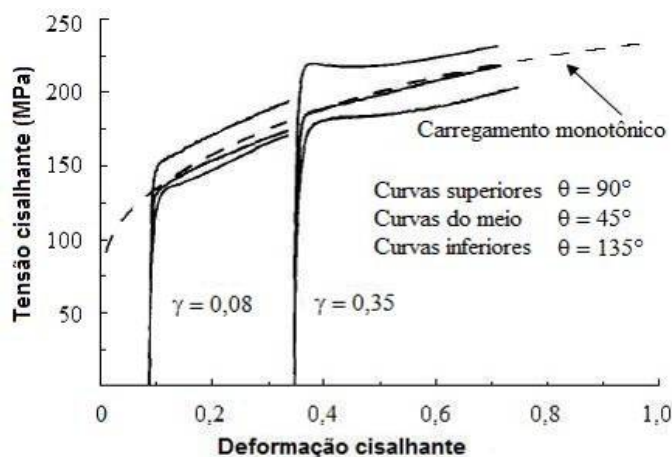


Figura 1. Curvas tensão cisalhante (τ) – Deformação cisalhante (γ) para amostras de aço de baixo teor de carbono pré-deformadas (linhas cheias) e virgens (sem pré-deformação, linha pontilhada) (Rauch e Schmitt 1989).

O desafio de identificar as contribuições da evolução subestrutural e da textura ou de ambas, no aparecimento de transientes do encruamento dos metais após a imposição de trajetórias de carregamento complexas deve ser somado às variáveis que afetam a magnitude de fenômenos como a estagnação da tensão e o amaciamento localizado do material nessas situações de deformação. Assim, parâmetros como a quantidade de pré-deformação, o tipo de material com suas respectivas características estruturais (a ocorrência de recuperação dinâmica depende, dentre outras características, do tipo de estrutura cristalina), a amplitude da deformação (no caso de carregamentos cíclicos), a condição inicial do material (encruado ou tratado termicamente o que afeta a densidade de discordâncias) e a própria rota de processamento mecânico (trajetória ou caminho de deformação) são comumente usados para caracterizar o encruamento de um metal imposto a condições de deformação plástica semelhantes às observadas em processos reais de conformação mecânica (Barlat et al. 2003 e Gracio et al. 2004).

É sabido que sob condição de deformação heterogênea, isto é, em carregamentos que envolvem a aplicação de mais de um tipo de esforço mecânico, o encruamento do metal tende a desenvolver um comportamento transiente,

apresentando um aumento da resistência com a deformação seguido por um amaciamento devido à alteração do modo de deformação. Além disso, a magnitude desse transiente é função, dentre outras variáveis, do modo e da quantidade de pré-deformação e da variação da direção entre carregamentos sucessivos, definindo-se assim, o parâmetro α que indica a severidade da mudança da trajetória de deformação (Schmitt et al. 1985). Esse parâmetro compreende o produto escalar dos tensores de deformação referentes à pré-deformação e à deformação subsequente, sendo definido pela Eq. (1). Pode-se afirmar que o valor de α corresponde ao cosseno do ângulo entre os dois vetores os quais representam os vetores de deformação representativos da pré-deformação e da deformação subsequente. Esse parâmetro varia de 1 (carregamento monotônico) a -1 (carregamentos do tipo Bauschinger, com inversão do sentido de deformação).

$$\alpha = \frac{(\varepsilon_p, \varepsilon)}{|\varepsilon_p| |\varepsilon|} \quad (1)$$

ε_p e ε são os tensores de deformação característicos da pré-deformação e da deformação subsequente, respectivamente.

Considerando as diversas variáveis que afetam a resposta de um material a uma condição de deformação complexa, este trabalho pretende estudar as respostas exibidas por dois metais, um aço de baixo teor de carbono e um latão (CuZn34), submetidos a uma seqüência de carregamento composta por esforços compressivo-cisalhantes (laminação), trativos e cisalhantes. Com os resultados dessa investigação será possível selecionar o melhor material para essa e outras condições de deformação semelhantes assim como indicar a melhor rota de processamento que impeça o aparecimento da localização prematura da deformação responsável pela redução da conformabilidade do material.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Chapas de aço ao carbono de baixo teor de carbono e de latão CuZn34 com espessura de 0,60mm e de 0,51mm, respectivamente, foram utilizadas neste trabalho. As chapas foram usadas na condição como recebido, ou seja, sem nenhum tratamento termo-mecânico após a entrega do material pelo fornecedor. A escolha dessa condição inicial das chapas para a realização dos testes com os materiais escolhidos tem o objetivo de avaliar as respostas desses metais numa condição declarada como própria para a estampagem.

As composições químicas do aço e do latão são exibidas na Tab. (1) enquanto a Tab. (2) mostra as principais propriedades mecânicas desses materiais na condição inicial.

Tabela 1: Composição química (% em peso) das chapas de aço com baixo teor de carbono e do latão.

	Aço	Latão CuZn34	
C	0,052	Cu	65,75
Mn	0,316	Zn	34,19
P	0,015	Pb	0,010
S	0,015	Fe	0,025
Si	< 0,05		

Tabela 2: Principais propriedades mecânicas do aço e do latão.

Material	Dureza [HRC]	Propriedades mecânicas		$\varepsilon_u^{(3)}$
		LE ⁽¹⁾ (MPa)	LRT ⁽²⁾ (MPa)	
Aço	106	160	290	0,250
Latão CuZn34	130	260	415	0,317

⁽¹⁾: limite de escoamento

⁽²⁾: limite de resistência à tração

⁽³⁾: alongamento uniforme

Os materiais selecionados têm características estruturais diferentes. O aço possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) enquanto o latão estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC). Os valores do limite de escoamento do aço e do latão sugerem que o último material tenha sido submetido a algum processamento mecânico diferente do aço, pois os metais CFC tendem a apresentar resistência ao escoamento inferior quando comparados com os metais CCC, mas encruamento superior.

2.2. Métodos e Corpos de prova

Os dois metais foram submetidos à seqüência de deformação composta por laminação_{15%}/tração_{8%}/laminação_{8%}/tração_{8%}/cisalhamento, sendo todos os ensaios conduzidos na direção de laminação, DL. Os índices indicados nessa rota de carregamentos referem-se aos valores de deformação efetiva praticados em cada uma das etapas de deformação plástica.

A seqüência de carregamento compreendeu a pré-deformação em laminação a frio com uso do laminador Fröhling, cilindros de laminação de 200mm de diâmetro e velocidade ajustada em 6,25m/min. A deformação efetiva em laminação foi calculada de acordo com a Eq. (2), (Hundy e Singer, 1954). Ambos os materiais foram deformados de 15% ϵ_{efet} em laminação. Após a pré-deformação, os metais foram tracionados de 0,08 ϵ_{efet} com uso da máquina de ensaios Instron 5582 ajustada para um valor de taxa de deformação inicial de 0,002s⁻¹. Os ensaios foram realizados com uso de corpos de prova retangulares com as dimensões estabelecidas pela norma ISO 50.

Os corpos de prova de tração foram cortados em uma guilhotina após o segundo ensaio de tração (seqüência lam/tra/lam/tra) para a confecção das amostras de cisalhamento. O teste de cisalhamento planar simples foi executado mediante o emprego de um dispositivo de cisalhamento montado na máquina de ensaios Instron 5582 como demonstrado em trabalho anterior por Lopes et al. (2007). Este trabalho também explica como foi realizado o cálculo da deformação e da tensão cisalhantes. A Equação (3) foi empregada para converter a deformação cisalhante, γ , em deformação efetiva, ϵ_{efet} , enquanto a Eq. (4) foi aplicada para converter a tensão cisalhante, τ , em tensão efetiva, σ_{efet} . As Equações (3) e (4) utilizam o fator 1,84 para realizar as conversões da deformação e da tensão. Esse fator consiste no valor médio do fator de Taylor para diferentes orientações conforme explicado por Rauch (1992). O parâmetro 1,84 foi o mais adequado para o aço de baixo teor de carbono e para o latão.

$$\epsilon_{\text{efet(em laminação)}} = 2/\sqrt{3} \cdot \ln(t_0/t_f) \quad (2)$$

onde:

t_0 : espessura inicial da chapa [mm];

t_f : espessura final da chapa [mm].

$$\epsilon_{\text{efet}} = \gamma / 1,84 \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{efet}} = \tau \cdot 1,84 \quad (4)$$

A Figura (3) mostra o esquema do corpo de prova empregado nos ensaios de cisalhamento.

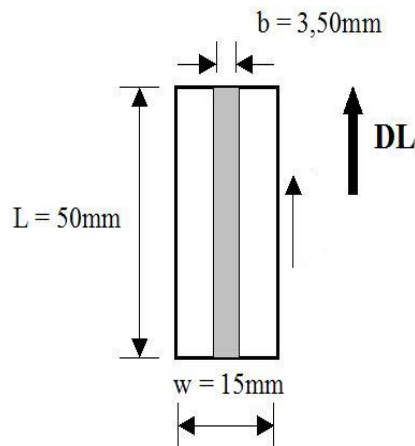


Figura 3. Esquema do corpo de prova para cisalhamento monotônico.

O resumo da seqüência de carregamento empregada neste trabalho está disposto na Fig. (4). A Figura (5) mostra os valores do parâmetro α para o aço e para o latão durante as seqüências laminação/tração e tração/cisalhamento, sendo o ângulo entre os carregamentos sucessivos sempre zero. Pode-se observar que o valor de α correspondente à etapa laminação/tração varia em função do material, pois este valor depende do fator de anisotropia a 0°, ou seja, de R_0 (Lopes 2001). O valor reduzido de α para o aço indica que esse material é mais anisotrópico que o latão.

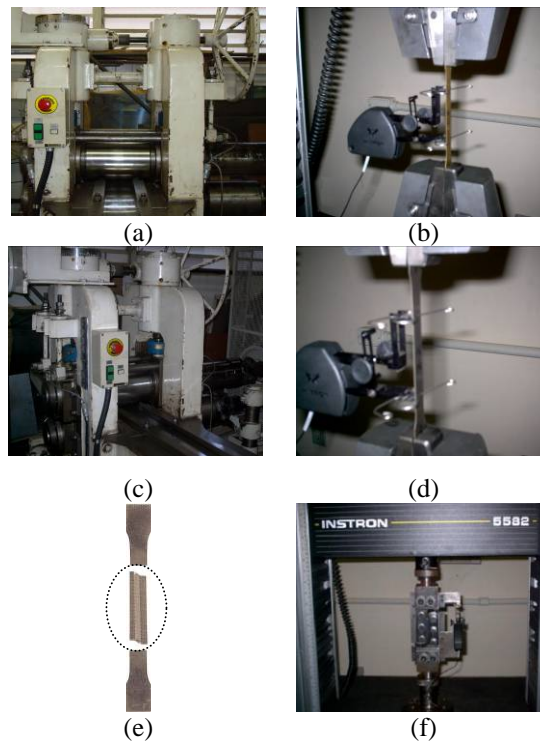


Figura 4. Seqüência de carregamento: (a) laminador Fröhling (laminação_{15%}), (b) ensaio de tração_{8%}, (c) laminador Fröhling (laminação_{8%}), (d) ensaio de tração_{8%}, (e) corpo de prova tração cortado para realização do ensaio de cisalhamento (f) dispositivo de cisalhamento planar simples.

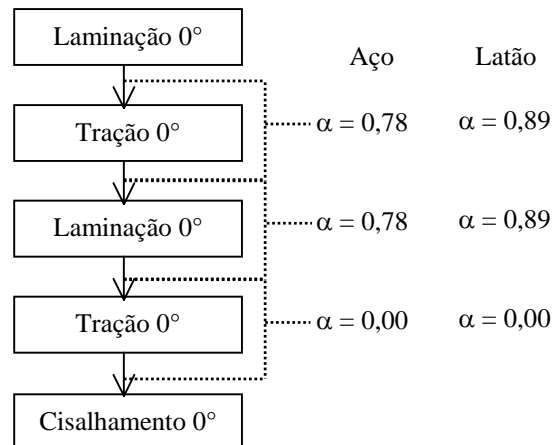


Figura 5. Valores do parâmetro α para as seqüências laminação_{0°}/tração_{0°} e tração_{0°}/cisalhamento_{0°} para o aço e para o latão.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura (6a) exhibe as curvas tensão efetiva – deformação efetiva para o aço e para o latão. Zandrahimi et al. (1989) afirmam que a localização da deformação ocorrerá quando o valor da taxa de encruamento, θ , multiplicada pelo inverso da tensão, $1/\sigma$, for menor que a unidade. A Figura (6b) mostra que o valor de deformação em que ocorre a instabilidade plástica do aço e do latão sob carregamento monotônico é aproximadamente o mesmo, sendo ligeiramente maior para o latão. Além disso, a taxa de encruamento do latão é inicialmente menor que a do aço, mas aumenta com a deformação até atingir valores praticamente iguais aos do aço. Pode-se admitir que o latão sofreu uma mudança na trajetória de deformação adicional em relação ao aço, pois o estado inicial desse material está diferente em relação ao que é normalmente observado em metais CFC. Essa modificação do modo de deformação aplicada ao latão provocou o aumento da resistência ao escoamento em cisalhamento e a redução da taxa de encruamento no início da deformação plástica.

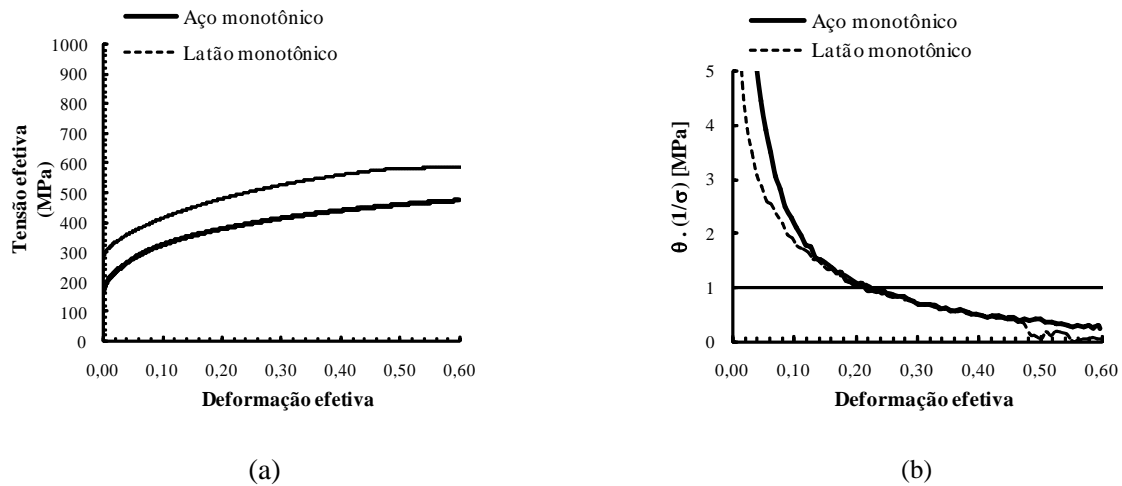


Figura 6. (a) Curvas tensão efetiva – deformação efetiva e (b) curvas $\theta \cdot 1/\sigma$ - deformação efetiva do aço e do latão.

A Figura (7) exibe as curvas tensão efetiva-deformação efetiva para o aço e para o latão submetidos a seqüência de carregamento laminação_{15%}/tração_{8%}/laminação_{8%}/tração/cisalhamento. Após a primeira laminação, os dois materiais escoaram em tração num valor de tensão inferior ao observado para o carregamento monotônico para o mesmo valor de deformação. Contudo, o aço iniciou essa etapa do carregamento com uma queda contínua e abrupta da taxa de encruamento, indicando o início de um amaciamento localizado como exibido na Fig. (8). Essa figura representa as curvas $\theta \cdot 1/\sigma$ - deformação efetiva para o aço e para o latão durante as etapas da seqüência de carregamento.

Após a segunda tração, a resistência ao escoamento aumentou para ambos os materiais devido à provável ação de obstrução à movimentação das discordâncias oferecida pela subestrutura de discordâncias criada na etapa anterior assim como pelo reforço das discordâncias que não foram completamente destruídas durante a primeira tração (Wilson e Bate, 1994 e Barlat et al. 2003). Para o latão, a tensão de fluxo inicial na segunda tração foi evidentemente superior à tensão de fluxo do carregamento monotônico (valor de deformação de $0,31\varepsilon_{efet}$) enquanto para o aço, esse acréscimo da tensão foi pequeno. A Figura (8a) mostra ainda que a taxa de encruamento do aço diminuiu e em seguida, aumentou logo após a primeira mudança da trajetória de deformação (laminação/tração), enquanto o latão exibe essa característica somente na última etapa do ciclo de deformação (rota tração/cisalhamento). Esses dados sugerem que a subestrutura de discordâncias criada no latão durante a pré-deformação em laminação assim como pelo processamento prévio desse material (no estado como recebido) foi desarranjada parcialmente quando este material foi deformado em cisalhamento. Isso indica que a quantidade de deformação necessária a essa desestruturação foi relativamente maior que para o aço, devido ao reforço provavelmente maior da subestrutura de discordâncias do latão.

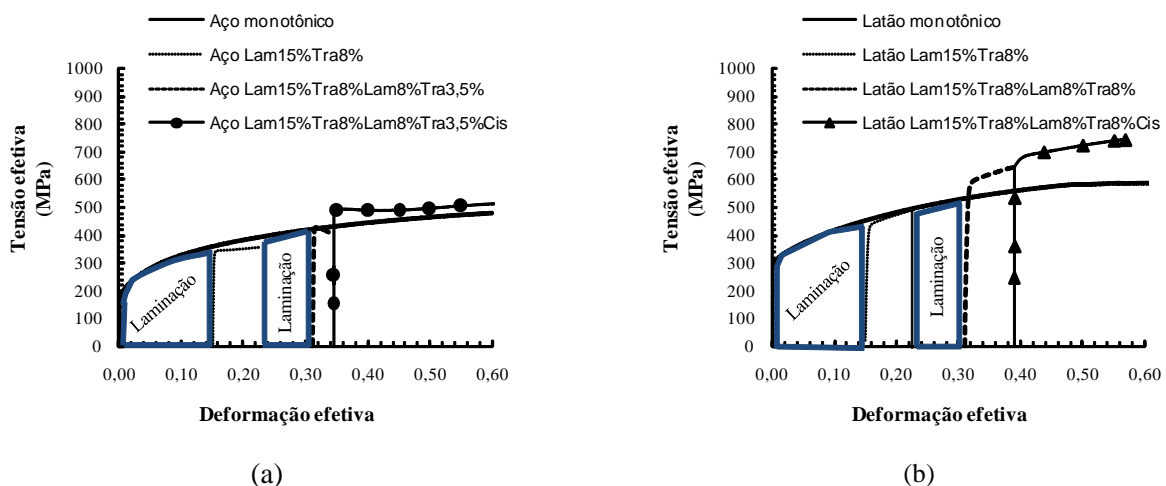


Figura 7. Curvas tensão efetiva – deformação efetiva para a seqüência de deformação laminação/tração/laminação/tração/cisalhamento: (a) aço e (b) latão.

É sabido que seqüências de carregamento mecânico que envolvem mudanças do modo de deformação são acompanhadas por modificações na subestrutura de discordâncias. Fernandes e Schmitt (1983) afirmaram que após 0,10 de deformação subsequente em uma amostra pré-deformada em tração de 0,15, a subestrutura criada em tração seria

desfeita em amostras de aço. No entanto, a quantidade de deformação necessária à dissolução das discordâncias depende das características do material. No presente trabalho, observou-se que para o aço esse desarranjo da subestrutura de discordâncias provavelmente ocorreu mais cedo que para o latão, uma vez que fenômenos como a recuperação dinâmica, por exemplo, são mais susceptíveis a materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado.

As Figuras (7) e (8) mostram que o limite de deformação plástica do aço para a rota de processamento mecânico compreende o início da segunda tração quando nota-se a formação de um ponto de estricção com apenas 3,5% de deformação efetiva ou 0,345 de deformação efetiva acumulada. Esse valor de deformação pode ser considerado o maior valor de deformação acumulada que poderia ser empregado ao aço no estado como recebido quando imposto a uma seqüência de deformação composta por esforços mecânicos compressivo-cisalhantes e trativos. A ocorrência dessa região de instabilidade plástica está indicada na Fig. (8a) através da queda acentuada da taxa de encruamento sem a presença de um período de recuperação do encruamento, como observado na primeira tração. Assim, para fins práticos, o ensaio de cisalhamento realizado no final da rota de carregamento não pode ser considerado para uma análise eventual do comportamento do aço de baixo teor de carbono.

Assim como observado para o aço, a taxa de encruamento do latão diminui continuamente desde a primeira tração. No entanto, ao contrário do aço, o produto $\theta \cdot 1/\sigma$ só foi menor que 1 na segunda tração quando o valor da deformação efetiva acumulada era de aproximadamente 0,376. Para o aço, esse fenômeno ocorreu mais cedo, com uma magnitude de deformação de aproximadamente $0,155\varepsilon_{\text{efet}}$. Esses dados sugerem novamente que estes materiais sofreram uma evolução subestrutural diferenciada para a mesma rota de processamento mecânico.

A Figura (8b) mostra ainda que apesar da taxa de encruamento do aço ter alcançado um valor menor que a do latão, ela inicia um processo de recuperação imediatamente. Por outro lado, o latão exibe uma recuperação modesta somente na última etapa de deformação (cisalhamento). Esse comportamento diferenciado está relacionado com a estrutura cristalina desses materiais. Zandrahimi et al. (1989) observaram que a recuperação da taxa de encruamento é maior para metais com alta energia de falha de empilhamento através de testes conduzidos com o aço de baixo teor de carbono e com o aço inoxidável austenítico AISI 304.

Finalmente, deve-se considerar que a taxa de encruamento do latão após as sucessivas mudanças na trajetória de deformação foi sempre superior à verificada sob carregamento monotônico, apresentando uma região de transiente (queda seguida por um aumento) apenas quando deformado em cisalhamento. Isso indica que a sensibilidade do latão à mudança na trajetória de deformação empregada neste trabalho foi menor que à observada para o aço.

Rauch e Schmitt (1989) mostraram que o comprimento da região transiente em cisalhamento para o aço de baixo teor de carbono submetido a uma seqüência de carregamento composta por tração seguida por cisalhamento é de aproximadamente $\frac{3}{4}$ do valor da pré-deformação (neste caso, tração). A Figura (8a) revela que esse comportamento também foi verificado para o aço de baixo teor de carbono empregado neste trabalho. O encruamento transiente do aço observado na última etapa da deformação (tração/cisalhamento, veja imagem ampliada indicada por seta na Fig. (8a)) compreendeu uma faixa de deformação de aproximadamente 0,062 ($\cong 0,772$ do valor da deformação em tração, 0,08). Para o latão, a Fig. (8b) indica que o comprimento da região transiente nesse mesmo estágio de deformação foi aproximadamente de 0,052 de deformação efetiva ($\cong 0,651$ da deformação em tração de 0,08), mas com a taxa de encruamento sempre superior à observada para o carregamento monotônico.

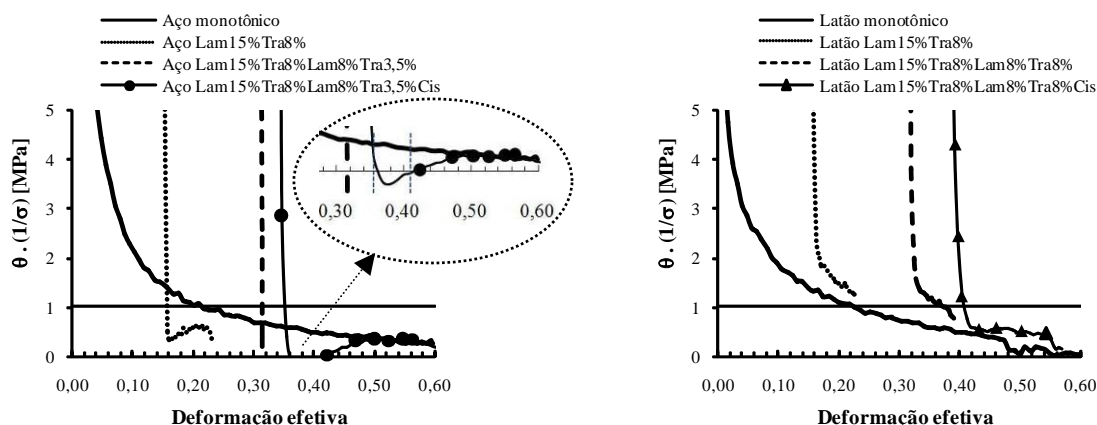


Figura 8. Curvas $\theta \cdot 1/\sigma$ - deformação efetiva: (a) aço e (b) latão.

A Figura (9) exibe as imagens dos corpos de tração do aço e do latão após algumas das etapas da seqüência de deformação usadas neste trabalho, respectivamente. O amaciamento detectado nas Fig. (7a) e (8a) para o aço pode ser relacionado com a configuração assumida pelos corpos de prova de tração. O contraste diferenciado do corpo de prova mostrado na Fig. (9c) sugere a formação de microbandas de cisalhamento numa inclinação de 58° em relação à direção de laminação. Esse aspecto do corpo de prova se espalha após a segunda laminação como mostrado na Fig. (9d).

Korbel e Martin (1988) verificaram que a formação de microbandas de cisalhamento em amostras de aço de baixo teor de carbono pré-deformadas em laminação e, em seguida, tracionadas, ocorria no ponto de carga máxima. Após o aumento da tensão de fluxo no início do recarregamento em tração, esses autores observaram uma queda contínua da

tensão cuja magnitude aumentava com o valor da pré-deformação, sendo facilmente detectado para valores iguais ou superiores a 0,20. Para valores de pré-deformação menores, a modificação da subestrutura de discordâncias criada na pré-deformação (tração) é mais fácil devido à presença de densidade de discordâncias menor, o que limita a extensão da formação das microbandas de cisalhamento.

Por fim, a Figura (9e) mostra o corpo de prova de tração que foi cortado para a retirada da amostra usada para o ensaio de cisalhamento. O ponto de estricção está indicado na Fig. (9e) pela linha tracejada. Embora o limite de deformação plástica do aço tivesse sido alcançado nas mudanças de deformação anteriores, envolvendo ciclos alternados de laminação e de tração, a Fig. (8a) mostrou que o aço conseguiu recuperar parte do encruamento após essa última mudança na trajetória de deformação. Esse fato está relacionando com a característica de deformação do corpo de prova usado para o ensaio de cisalhamento, ou seja, uma amostra retangular que não sofre redução da seção transversal responsável pela instabilidade plástica verificada em tração, (Rauch 1992).

Os corpos de prova do latão, ao contrário do observado para o aço, não exibiram a formação de um ponto de estricção, conseguindo sustentar a deformação plástica até um valor de deformação efetiva acumulada de 0,39 (antes do ensaio de cisalhamento) sem restrições. No entanto, a Fig. (8b) revela que o latão apresentou instabilidade plástica ao fim da segunda tração, mas mantendo sempre um encruamento superior quando comparado com o carregamento monotônico. A Figura (8b) mostra ainda que a taxa de encruamento do latão exibiu uma queda significativa apenas no início do recarregamento em cisalhamento para em seguida, continuar com encruamento praticamente constante. Esse comportamento demonstra mais uma vez o efeito das características estruturais na conformabilidade desse material.

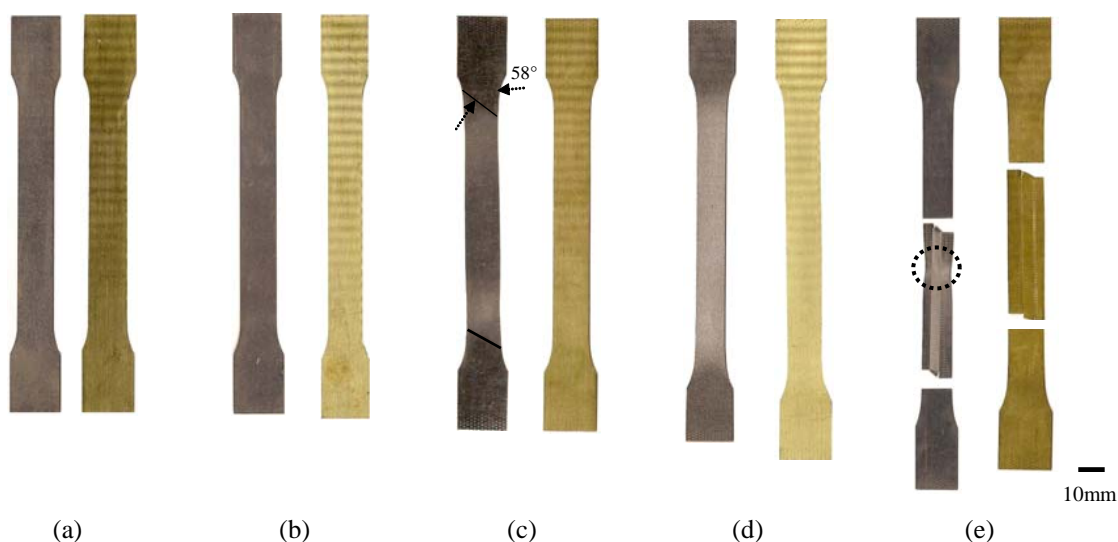


Figura 9. Estágios dos corpos de prova de tração para o aço (à esquerda) e para o latão (à direita): (a) como recebido, (b) após a laminação_{15%efet}, (c) após laminação_{15%efet}/tração_{8%}, (d) após laminação_{15%efet}/tração_{8%}/laminação_{8%efet} e (e) após laminação_{15%efet}/tração_{8%}/laminação_{8%efet}/tração_{3,5%efet} (aço) e laminação_{15%efet}/tração_{8%efet} /laminação_{8%efet}/ tração_{8%efet} (latão)

4. CONCLUSÕES

O aço de baixo teor de carbono e o latão apresentaram as seguintes respostas após a imposição da sequência de carregamento composta por laminação_{15%}/tração_{8%}/laminação_{8%}/tração_{8%}/cisalhamento com a direção de solicitação sendo feita sempre a 0° DL:

- Sensibilidade diferenciada à mudança da trajetória de deformação em função das características estruturais dos materiais pesquisados. O aço foi o metal mais sensível à alteração do modo de deformação;
- Provável ocorrência de formação de microbandas de cisalhamento para o aço após a pré-deformação em laminação;
- A capacidade de deformação plástica do latão foi superior à observada para o aço, mantendo o encruamento sempre maior que o verificado quando deformado monotonicamente.

5. AGRADECIMENTOS

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

6. REFERÊNCIAS

- Barlat, F., Ferreira Duarte, J.M., Gracio, J.J., Lopes, A.B. and Rauch, E.F., 2003, "Plastic flow for non-monotonic loading conditions of an aluminum alloy sheet sample, *International Journal of Plasticity*, Vol. 19, pp. 1215-1244.
- Davenport, S. B. and Higginson, R. L., 2000, "Strain path effects under hot working: an introduction", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 98, pp. 267-291.
- Fernandes, J.V. and Schmitt, J.H., 1983, "Dislocation microstructures in steel during deep drawing", *Philosophical Magazine*, Vol. 48, No. 6, pp. 841-870.
- Gracio, J.J., Lopes, A.B. and Rauch, E.F., 2000, "Analysis of plastic instability in commercially pure Al alloys", *Materials Processing Technology*, Vol. 103, pp. 160-164.
- Gracio, J.J., Barlat, F., Rauch, E.F., Jones, P.T., Neto, V.F. and Lopes, A.B., 2004, "Artificial aging and shear deformation behavior of 6022 aluminium alloy", *International Journal of Plasticity*, Vol. 20, pp. 427-445.
- Hundy, B.B. and Singer, A.R.E., 1954, "The distribution of strains in the rolling process", *J. Inst. Metals*, Vol. 83, pp. 401-407.
- Korbel, A. and Martin, P., 1988, "Microstructural events of macroscopic strain localization in prestrained tensile specimens", *Acta metal.* Vol. 36, No. 9, pp. 2575-2586.
- Lopes, Augusto Luís Barros., 2001, "Análise microestrutural das instabilidades plásticas em materiais metálicos", tese de doutorado apresentado à Universidade de Aveiro, Portugal.
- Lopes, W., Corrêa, E.C.S., Campos, H.B., Aguilar, M.T.P. and Cetlin, P.R., April 15-18, 2007, "Uso da técnica de cisalhamento planar simples para alterar a trajetória de deformação do aço AISI 430E", *Anais do 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Vol. 4, Estância de São Pedro/SP.
- Rauch, E.F. and Schmitt, J.H., 1989, "Dislocation substructures in mild steel deformed in simple shear", *Materials Science and Engineering*, Vol. 113A, pp. 441-448.
- Rauch, E.F., 1992, "The flow law of mild steel under monotonic or complex strain path", *Solid State Phenomena*, Vol. 23, pp. 317-334.
- Rauch, E.F., 2000, "Plasticity of metals during cold working", *Multiscale phenomena in plasticity: from experiments to phenomenology*, Springer, Paris, France, 529 p.
- Schmitt, J.H., Aernoud, E. and Baudalet, B., 1985, "Yield loci for polycrystalline metals without texture", *Materials Science and Engineering*, Vol. 75A, pp. 13-20.
- Talyan, V., Wagoner, R.H. and Lee, J.K., 1998, "Formability of stainless steel", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 29A, pp. 2161-2172.
- Wilson, D.V. and Bate, P.S., 1994, "Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an IF steel to changes in strain path", *Acta Metall. Mater.*, Vol. 42, No 4, pp. 1099-1111.
- Zandrahimi, M., Platias, S., Price, D., Barrett, D., Bate, P.S., Roberts, W.T. and Wilson, D.V., 1989, "Effects of changes in strain path on work hardening in cubic metals", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 20A, pp. 2471-2482.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no trabalho.

EFFECT OF STRUCTURAL CHARACTERISTICS AND THE LOADING SEQUENCE ON THE WORK-HARDENING OF TWO METALS

Wellington Lopes, wellington@timoteo.cefetmg.br¹
Elaine Carballo Siqueira Corrêa, elaine@deii.cefetmg.br²
Haroldo Béria Campos, beriacampos@uol.com.br³
Maria Teresa Paulino Aguilar, teresa@demc.ufmg.br⁴
Paulo Roberto Cetlin, pcetlin@demet.ufmg.br⁵

¹CEFET/MG/ Campus VII, Av. Amazonas, 1193 – Vale Verde, 35183-006, Timóteo/MG, Brasil

²CEFET/MG, Av. Amazonas, 5253 – Nova Suiça, 30480-000, Belo Horizonte/MG, Brasil

³UFMG, Av. Antônio Carlos, 6627 – Pampulha, 32270-901, Belo Horizonte/MG, Brasil

^{4,5}UFMG, Rua Espírito Santo, 35 sala 214 – Centro, 30160-030, Belo Horizonte/MG, Brasil

Abstract. The forming processes are characterized by to apply different mechanical efforts in a metal to obtain the final shape and dimensions of the product. However, the description of the stress and the strain states developed in these operations require the knowledge of the processes (temperature and lubrication, for example) and materials variables (e.g. plastic anisotropy). These data are necessary due the unusual hardening behaviour of a metal after the complex strain path changes present in the real forming operations. The mode of deformation is usually he variable used for describe the hardening behaviour of the metal under these conditions. Considering that the mechanical behaviour exhibited by a material after a forming operation is affected by materials properties such as the structural characteristics and by the mode of the deformation, this paper submit an low carbon steel and a brass (CuZn34) to the loading sequence involving tension, compressive/shear and shear efforts in according to the route processing rolling/tension/rolling/tension/shear. All tests were conducted at 0° in relation to the rolling direction of the sheets and both metals were used in the as received condition with the same prestrain values. The macroscopic mechanical results indicated that the dislocation substructure evolution of the materials was different for the loading sequence. The low carbon steel presented premature strain localization at the beginning of the second tension step whereas the brass delayed the onset of the plastic instability.

Keywords: *planar simple shear test, shear bands, low carbon steel and brass.*