

FORMULAÇÃO TEÓRICA PARA A TÉCNICA DE Prensagem EM CANAIS EQUIANGULARES VIA O MÉTODO DO LIMITE SUPERIOR SOB CONDIÇÕES ISOTÉRMICA E ADIABÁTICA

Neil de Medeiros, neil@metal.eeimvr.uff.br¹
Fabiane Roberta Freitas da Silva, fabiane@metal.eeimvr.uff.br¹
Luciano Pessanha Moreira, luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br¹
Jefferson Fabrício Cardoso Lins, jfclins@metal.eeimvr.uff.br¹
Jayme Pereira de Gouvêa, jpg@metal.eeimvr.uff.br¹
José Divo Bressan, dem2jdb@joinville.udesc.br²

¹Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores, 420, Volta Redonda - RJ, 27255-125, Brasil.

²Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville – SC, 89223-100, Brasil

Resumo: Neste trabalho, as soluções analíticas baseadas no método do limite superior propostas por Pérez e Luri [Mech. Mater. 40 (2008) 617] para o cálculo de carga e deformação plástica efetiva após um único passe de conformação a frio de materiais metálicos perfeitamente plásticos via a técnica de prensagem em canais equiangulares (PCEA) foram estendidas aos materiais viscoplásticos com encruamento isotrópico descrito pela lei de Johnson-Cook associada ao critério de plasticidade de Drucker. Tal modelo de encruamento foi combinado à equação do calor adiabático possibilitando avaliar o acoplamento termomecânico existente sob condições adiabática e isotérmica empregando-se materiais como o tântalo puro (cúbico de corpo centrado) e a liga Al 1100-H12 (cúbico de face centrada). Os resultados permitiram observar, de forma consistente e mais pronunciada para o tântalo puro em razão de suas propriedades termomecânicas superiores em relação à liga Al 1100-H12, a influência da velocidade de prensagem, V_0 , sobre a variação de temperatura, ΔT , ao final do processo de prensagem, ou seja, a velocidade causou o aumento progressivo da variação térmica para uma dada geometria da matriz e condição de atrito em virtude do maior grau de severidade do encruamento dos materiais analisados. Por fim, verificou-se a queda da variação de temperatura em virtude do aumento da temperatura inicial das amostras, T_{ini} . Portanto, a partir destes aspectos observados, foi possível concluir que o modelamento proposto é aplicável ao estudo da técnica PCEA, uma vez que foi capaz de reproduzir o comportamento termomecânico dos materiais considerados, fornecendo resultados satisfatórios.

Palavras-chave: Método do limite superior, prensagem em canais equiangulares, acoplamento termomecânico, tântalo puro, liga Al 1100-H12.

1. INTRODUÇÃO

A técnica de prensagem ou extrusão em canais equiangulares (PCEA ou ECEA), inventada na década de 1970 por Segal (1974), ver também Segal et al. (1981), consiste de um método repetitivo de deformação plástica severa no qual um tarugo lubrificado é deformado plasticamente por cisalhamento simples quando é forçado a percorrer o interior de uma matriz composta por canais de seção transversal idêntica interceptados a um ângulo Φ de 90° ou 120° pela ação de um ferramental (punção), conforme esquematizado na Fig. (1). De acordo com Valiev e Langdon (2006), ao final de cada ciclo de processamento o material apresentará propriedades mecânicas superiores, em especial o módulo de elasticidade e o limite de escoamento plástico, em virtude do elevado refinamento microestrutural decorrente da severidade de deformações plásticas induzidas à peça, originando grãos com contornos de alto ângulo.

Estudos teóricos destinados à proposição de soluções analíticas que fornecem previsões realísticas de pressão e deformação oriundas da prensagem via PCEA, surgiram após os trabalhos de Segal (1995) e Iwahashi et al. (1996), sendo que este último apresentou melhorias no cálculo das deformações plásticas introduzindo a influência do ângulo externo de curvatura da matriz β . Entretanto, os efeitos de encruamento e condições de atrito não foram investigados. Embora limitados a uma geometria fixa para o ferramental e ao critério de plasticidade de von Mises, os trabalhos de Eivani e Karimi Taheri. (2007) e Eivani e Karimi Taheri (2008) apresentaram soluções analíticas, baseadas no método do limite superior, que fornecem previsões mais realísticas de carga e deformação plástica observadas após um único passe de prensagem de um tarugo fabricado a partir da liga de alumínio AA6070.

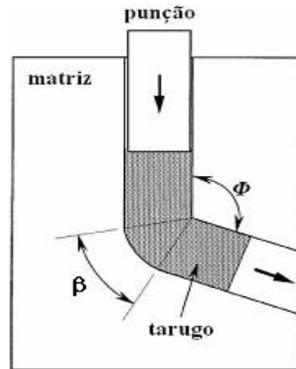


Figura 1. Princípio da técnica PCEA – destaca-se o ângulo β relativo aos raios de adoçamento dos canais. Adaptado de Furukawa et al. (2001).

Recentemente, Pérez e Luri (2008), considerando materiais perfeitamente plásticos com comportamento descrito pelo critério de plasticidade isotrópico de von Mises, propuseram soluções analíticas baseadas no método do limite superior para o cálculo da pressão de prensagem, p , incluindo os efeitos da geometria da matriz e as condições de atrito.

Assim como em qualquer processo de conformação mecânica convencional, o trabalho plástico realizado para a deformação do material resulta na geração de energia térmica devido ao seu caráter permanente, o que define o seu comportamento termomecânico. Além disso, a variação de temperatura da peça durante o seu processamento é fortemente influenciada por fatores como a geometria do ferramental, a velocidade do ensaio, ou seja, a taxa de deformação e a temperatura inicial da amostra. Dessa forma, por se tratar de um método de deformação plástica severa não-convencional, estes parâmetros exercem um papel ainda mais relevante sobre a técnica PCEA. Entretanto, a literatura se reporta somente aos trabalhos desenvolvidos por DeLo e Semiatin (1999) e Pei et al. (2005) voltados à investigações experimentais e numéricas via o método dos elementos finitos dos efeitos do comportamento do material, taxa de deformação e temperatura inicial da amostra sobre as suas propriedades mecânicas finais, o que demonstra necessidade de um número maior de pesquisas neste tema, dada a sua importância pelas razões supracitadas.

Após a revisão acima detalhada, o presente trabalho tem como objetivo investigar a influência da geometria da matriz de prensagem, a velocidade de ensaio e a temperatura inicial da amostra sobre a variação térmica, a pressão de extrusão, o trabalho plástico e a energia térmica liberada sobre o processamento do tântalo puro e a liga Al 1100-H12 após um único passe de processamento. Para tanto, é proposta uma generalização das soluções analíticas desenvolvidas por Pérez e Luri (2008) à classe de materiais com comportamento termomecânico macroscópico descrito pela lei de Johnson-Cook combinado ao critério de plasticidade isotrópico de Drucker, o qual é flexível em termos da estrutura cristalina dos materiais considerados, sendo aplicável aos arranjos do tipo cúbicos de corpo e face centrados.

2. METODOLOGIA

2.1. Materiais

Neste trabalho, foram utilizados como materiais de análise o tântalo puro e a liga de alumínio Al 1100-H12 cujas propriedades termomecânicas necessárias à lei de encruamento de Johnson-Cook se encontram listadas na Tab. (1). Deve-se ressaltar que as propriedades referentes ao titânio foram obtidas junto ao trabalho de Liang e Khan (1999) e em relação à liga Al 1100-H12 as mesmas foram retiradas da pesquisa desenvolvida por Iqbal et al. (2006).

Tabela 1. Propriedades termomecânicas para os materiais considerados.

Propriedades	Material	
	Tântalo puro - Liang e Khan (1999)	Liga Al 1100-H12 - Iqbal et al. (2006)
A (Pa)	185000000	148361000
B (Pa)	675000000	345513000
C	0,047	0,001
n	0,300	0,183
mJC	0,425	0,859
ρ (kg / m ³)	16650	2700
c_p (J / kg*°C)	153	904
T_{ref} (°C)	25	20
T_{fus} (°C)	2977	620

2.2. Modelamento teórico

Os arranjos geométricos da matriz de prensagem considerados por Pérez e Luri (2008) são mostrados na Fig. (2). Os raios de adoçamento interno, R_{int} , e externo, R_{ext} , têm centro local em O' . Além disso, Φ denota o ângulo de interseção dos canais enquanto β define o ângulo associado aos raios de adoçamento. Os parâmetros r e x definem as direções radial e horizontal, respectivamente.

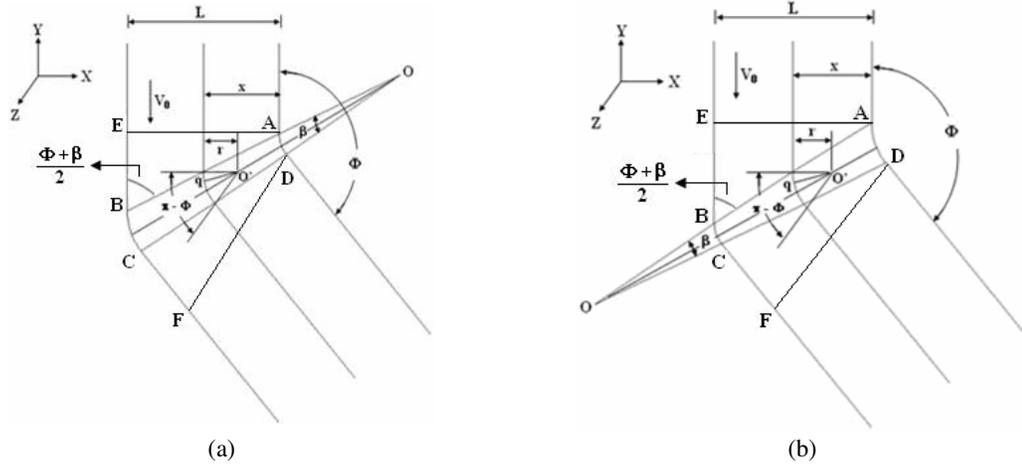


Figura 2. Configurações geométricas da matriz de prensagem. (a) $R_{int} < R_{ext}$ e (b) $R_{int} > R_{ext}$.

Pérez e Luri (2008) assumiram a hipótese de velocidade constante de prensagem, V_0 , para o ponto material q e as linhas de fluxo $O'q$ e determinaram o cálculo da pressão p na forma,

$$p = \kappa \left\{ \frac{(\pi - \Phi)}{\sin\left(\frac{\Phi + \beta}{2}\right)} + f \left[\frac{2H}{L} + (\pi - \Phi) \left(\frac{R_{int} + R_{ext}}{L} \right) \left(1 - \frac{1}{\sin\left(\frac{\Phi + \beta}{2}\right)} \right) + \frac{2H}{W} \right] \right\} \quad R_{int} < R_{ext} \quad (1)$$

$$p = \kappa \left\{ \frac{(\pi - \Phi)}{\sin\left(\frac{\Phi - \beta}{2}\right)} + f \left[\frac{2H}{L} + (\pi - \Phi) \left(\frac{R_{int} + R_{ext}}{L} \right) \left(1 - \frac{1}{\sin\left(\frac{\Phi - \beta}{2}\right)} \right) + \frac{2H}{W} \right] \right\} \quad R_{int} > R_{ext}$$

onde κ , f , H , L e W denotam a tensão de escoamento em cisalhamento puro, o ângulo de interseção dos canais, o fator de atrito, a altura e a largura total do tarugo, respectivamente. Ao mesmo tempo, o ângulo β é calculado por,

$$\beta = 2 \arctg \left\{ \frac{(R_{ext} - R_{int}) \operatorname{tg}[\Phi/2]}{L + (R_{int} - R_{ext}) + L \operatorname{tg}^2[\Phi/2]} \right\} \rightarrow R_{int} < R_{ext} \quad (2)$$

$$\beta = 2 \arctg \left\{ \frac{(R_{int} - R_{ext}) \operatorname{tg}[\Phi/2]}{L + (R_{int} - R_{ext}) + L \operatorname{tg}^2[\Phi/2]} \right\} \rightarrow R_{int} > R_{ext}$$

O comportamento do material foi considerado como isotrópico e independente da temperatura, incluindo-se os efeitos de encruamento e taxa de deformação. Assim, os efeitos da forma da superfície de escoamento sobre a tensão de escoamento κ e, conseqüentemente, sobre a pressão p foram investigados por meio dos critérios de escoamento isotrópicos de von Mises e Drucker. Neste sentido, a condição de carregamento plástico é definida como,

$$f = F(\sigma_{ij}) - \bar{\sigma}(\bar{\epsilon}^p, \dot{\bar{\epsilon}}^p) = 0 \quad (3)$$

onde f denota a função de escoamento, $F(\sigma_{ij})$ é uma função homogênea de primeiro grau do tensor de tensões de Cauchy, $\sigma_{ij} = \sigma_{kk} \delta_{ij} + S_{ij}$, que define a forma da superfície de escoamento e $\bar{\sigma}$ representa a tensão uniaxial de escoamento identificada como uma função das medidas escalares de deformação, $\bar{\epsilon}^p$, e taxa de deformação plásticas efetivas, $\dot{\bar{\epsilon}}^p$.

O critério de plasticidade de von Mises é definido em termos do segundo invariante, J_2 , do tensor das componentes desviadoras, S_{ij} , do tensor de tensões de Cauchy, o que permite denominá-lo também como critério J_2 . Assim,

$$F(\sigma_{ij})_{\text{Mises}} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} \quad (4)$$

Tal critério, quando aplicado ao cisalhamento puro ($S_{12} = S_{21} = \kappa$; demais $S_{ij} = 0$) e considerando-se a condição de plasticidade definida pela Eq. (3), fornece,

$$\kappa_{\text{vonMises}} = \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \quad (5)$$

O critério isotrópico proposto por Drucker (1949) resulta de uma correção ao critério J_2 realizada por meio da combinação entre o segundo e o terceiro, J_3 , invariantes do tensor S_{ij} associada ao parâmetro material c , o qual segundo Cazacu e Barlat (2001), permite distinguir as estruturas cristalinas no intervalo de escoamento convexo local dado por $-27/8 \leq c \leq 2.25$. Ferron et al. (1994) mostraram que o critério de Drucker é apropriado para a descrição do escoamento cristalográfico local de materiais com estruturas cristalinas cúbicas de face e corpo centrados. Além disso, quando c assume valores positivos a superfície de escoamento apresenta um achatamento em regiões próximas aos estados de tensão de cisalhamento puro e tração / compressão planas. Para materiais cúbicos de corpo centrado, assumiu-se c igual a 1,35 e para aqueles de face centrada o valor adotado para este parâmetro foi 2,0.

De forma geral, o critério de Drucker é definido por,

$$F(\sigma_{ij})_{\text{Drucker}} = (3J_2)^{1/2} \left[1 - c \left(\frac{J_3^2}{J_2^3} \right) \right]^{1/6} = F(\sigma_{ij})_{\text{Mises}} \left[1 - c \left(\frac{J_3^2}{J_2^3} \right) \right]^{1/6} \quad (6)$$

E quando aplicado ao cisalhamento puro, tem-se que,

$$\kappa_{\text{Drucker}} = \left\{ \frac{1}{\sqrt{3}} \left[1 - \left(\frac{4c}{27} \right) \right]^{1/6} \right\} \bar{\sigma} \quad (7)$$

As componentes de taxa de deformação plástica foram determinadas sob a hipótese de encruamento isotrópico, a partir da lei associada ao escoamento plástico aplicada à função de escoamento definida pela Eq. (3), ou seja,

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \dot{\lambda} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (8)$$

onde $\dot{\lambda}$ denota o multiplicador plástico.

O multiplicador plástico é determinado ao se aplicar a identidade de Euler à função de escoamento, desde que sejam funções de tensão homogêneas de primeiro grau, como no caso dos critérios de plasticidade de von Mises e Drucker. Portanto,

$$\sigma_{ij} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = F(\sigma_{ij}) \quad (9)$$

E introduzindo-se o princípio da equivalência do trabalho plástico,

$$\sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p = \bar{\sigma} \dot{\epsilon}^p \quad (10)$$

Verifica-se que a combinação entre as Eqs. (8) e (10) resulta em $\dot{\lambda} = \frac{\dot{\epsilon}^p}{\bar{\epsilon}}$ conjugado com a medida efetiva de tensão $\bar{\sigma}$. Logo, a taxa de deformação plástica efetiva associada ao critério de von Mises é obtida quando se elevam os termos da Eq. (2.2.9) ao quadrado, em conjunto com a igualdade $\dot{\lambda} = \frac{\dot{\epsilon}^p}{\bar{\epsilon}}$, ou seja,

$$\bar{\epsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^p \dot{\epsilon}_{ij}^p} \quad (11)$$

Deve-se notar que, em condições de cisalhamento puro, o invariante J_3 do tensor S_{ij} se anula. Como consequência a este fato, observa-se que a função de escoamento de Drucker definida pela Eq. (6) fornece a mesma medida de taxa de deformação plástica efetiva determinada para o critério de von Mises. Portanto, a deformação plástica efetiva é obtida ao se integrar a Eq. (11),

$$\bar{\varepsilon}^P = \int_{t_o}^{t_D} \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^P \dot{\varepsilon}_{ij}^P} dt \quad (12)$$

E, considerando um estado de cisalhamento puro no qual $2 \dot{\varepsilon}_{ij}^P = \dot{\gamma}^P$ associado a uma taxa constante de deformação plástica cisalhante $\dot{\gamma}^P = (\gamma^P / t_D)$, tem-se que,

$$\bar{\varepsilon}^P = \frac{1}{\sqrt{3}} \gamma^P \quad (13)$$

onde, t_D denota o tempo total de deformação da peça, cujo cálculo será discutido a seguir. Segundo Pérez e Luri (2008), a taxa de deformação plástica cisalhante é dada por V_0 / x para as regiões de entrada e saída da interseção dos canais e V_0 / r em seu interior, vide Fig. (2).

O cálculo da deformação plástica cisalhante em relação às geometrias de matriz apresentadas na Fig. (2) foi proposto por Pérez (2004) e Luri et al. (2006) da seguinte forma,

$$\begin{aligned} \gamma^P &= 2 \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) + (\pi - \Phi) \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \rightarrow R_{int} < R_{ext} \\ \gamma^P &= 2 \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) + (\pi - \Phi) \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \rightarrow R_{int} > R_{ext} \end{aligned} \quad (14)$$

O tempo durante o qual o tarugo suporta a deformação plástica severa ao longo da região de interseção dos canais da matriz foi definido pelas contribuições associadas às regiões AEB, ABCD e DFC mostradas na Fig. (2) Para tanto, assumiu-se que as superfícies de entrada, AE, e saída, DF da zona de deformação ABCD têm o mesmo comprimento. Para o campo de velocidades cinematicamente admissível e contínuo definido ao se adotar V_0 constante, o tempo entre as superfícies de entrada, t_i , e saída, t_o , é dado por,

$$\begin{aligned} t_i = t_o &= \frac{L}{V_0} \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) \rightarrow R_{int} < R_{ext} \\ t_i = t_o &= \frac{L}{V_0} \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) \rightarrow R_{int} > R_{ext} \end{aligned} \quad (15)$$

Ao mesmo tempo, o tempo em que o tarugo experimenta deformação plástica na região ABCD, t_{ABCD} , é calculado por,

$$\begin{aligned} t_{ABCD} &= \frac{r}{V_0} (\pi - \Phi) \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \rightarrow R_{int} < R_{ext} \\ t_{ABCD} &= \frac{r}{V_0} (\pi - \Phi) \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \rightarrow R_{int} > R_{ext} \end{aligned} \quad (16)$$

Assim, o tempo total de deformação, t_D , foi obtido pela soma entre as Eqs. (15) e (16),

$$\begin{aligned} t_D &= \frac{L}{V_0} \left\{ 2 \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) + \frac{(\pi - \Phi)}{L} \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \left[R_{int} + L \left(1 - \cot g \left(\frac{\Phi + \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right) \right] \right\} \rightarrow R_{int} < R_{ext} \\ t_D &= \frac{L}{V_0} \left\{ 2 \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) + \frac{(\pi - \Phi)}{L} \left[1 - \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right] \left[R_{int} + L \left(1 - \cot g \left(\frac{\Phi - \beta}{2} \right) \operatorname{tg} \left(\frac{\Phi}{2} \right) \right) \right] \right\} \rightarrow R_{int} > R_{ext} \end{aligned} \quad (17)$$

No presente trabalho, buscou-se estender as soluções analíticas definidas na Eq. (1) para o cálculo da pressão de prensagem ao caso de materiais constituídos por estruturas cristalinas cúbicas de corpo e face centrados com comportamento mecânico termoviscoplastico definido de acordo com a lei de encruamento Johnson-Cook, vide Liang e Khan (1999), para uma taxa de deformação de referência igual a 1,0, combinada ao critério de plasticidade isotrópico de Drucker, vide Eq. (6). De acordo com tal lei de endurecimento, a tensão de escoamento é calculada por,

$$\bar{\sigma} = \left\{ \left[A + B(\bar{\epsilon}^p)^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) \right] \left[\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right]^{mJC} \right\} \quad (18)$$

onde A, B, n, mJC e C são constantes obtidas à temperatura de referência T_{ref} relativas aos materiais cujas propriedades à temperatura de fusão igual a T_{fus} se encontram listada na Tab. (1). Além disso, o parâmetro T_f define a temperatura da amostra ao final do processamento, ao passo que t_D representa tempo durante o qual o material foi deformado plasticamente, vide Eq. (17). Neste trabalho, a tensão de escoamento do material foi identificada em termos da tensão média de escoamento (σ_m), ou seja,

$$\bar{\sigma} = \sigma_m = \frac{1}{\bar{\epsilon}^p} \int_0^{\bar{\epsilon}^p} \left\{ \left[A + B(\bar{\epsilon}^p)^n \right] \left[1 + C \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) \right] \left[\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right]^{mJC} \right\} d\bar{\epsilon} \quad (19)$$

A qual após a integração fornece,

$$\bar{\sigma} = AC \left\{ \left[1 - \left(\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right)^{mJC} \right] \left[\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - 1 \right] \right\} + BC \left\{ \frac{(\bar{\epsilon}^p)^n}{(n+1)} \left[1 - \left(\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right)^{mJC} \right] \left[\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - \frac{1}{(n+1)} \right] \right\} \quad (20)$$

O acoplamento termomecânico foi determinado pela combinação entre a equação do calor adiabático e a tensão média de escoamento calculada com a Eq. (20). Assim, o calor na forma adiabática é definido por,

$$\Delta T = \frac{\beta_T}{\rho c_p} \bar{\sigma} \bar{\epsilon}^p \quad (21)$$

onde ΔT , ρ e c_p denotam a variação de temperatura durante o processamento do material decorrente do trabalho plástico interno realizado para este fim, a densidade do material e o seu calor específico à pressão constante, respectivamente. Além disso, assumiu-se o valor de 0,9 para o fator de Taylor-Quinney, β_T , o qual representa o rendimento mecânico da operação de conformação.

A substituição de (20) em (21) resulta numa expressão não-linear para ΔT , dada por,

$$\Delta T + \frac{\beta_T}{\rho c_p} \left\{ AC \bar{\epsilon}^p \left[\left(\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right)^{mJC} \left(\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - 1 \right) \right] + \frac{BC (\bar{\epsilon}^p)^{n+1}}{(n+1)} \left[\left(\frac{T_f - T_{ref}}{T_{fus} - T_{ref}} \right)^{mJC} \left(\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - \frac{1}{(n+1)} \right) \right] \right\} = \quad (22)$$

$$= \frac{\beta_T}{\rho c_p} \left\{ AC \bar{\epsilon}^p \left(\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - 1 \right) + \frac{BC (\bar{\epsilon}^p)^{n+1}}{(n+1)} \left(\frac{1}{C} + \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}^p}{t_D} \right) - \frac{1}{(n+1)} \right) \right\}$$

Já que a temperatura final de processamento se relaciona com ΔT na forma,

$$T_f = T_{ini} + \Delta T \quad (23)$$

onde T_{ini} denota a temperatura em que o tarugo foi introduzido na matriz de prensagem. Portanto, a Eq. (22) foi resolvida numericamente pelo método da bissecção a partir das propriedades relativas a cada material analisado, vide Tab. (1), e o valor calculado para a temperatura T_f foi utilizado na determinação da tensão média de escoamento definida em (20). Ainda, a deformação plástica efetiva foi calculada a partir das Eqs. (13) e (14).

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura (3) mostra a influência da velocidade de prensagem de tarugos fabricados a partir da liga Al 1100-H12 e tântalo puro sobre a variação de temperatura dos mesmos, relacionada ao trabalho plástico realizado durante cada processamento no interior de uma matriz com $\Phi = 90^\circ$ e raio de adoçamento externo de 5 mm, considerando a lubrificação ideal para $f = 0,05$. É possível notar que um aumento da ordem de 100 vezes sobre a velocidade, ou seja, de 0,1 mm/s para 10 mm/s promoveu um acréscimo de apenas 0,4°C para a liga de alumínio

(de 124°C para 124,4°C) ou, em termos percentuais, de 0,32%. A prensagem do tântalo, por sua vez, promoveu um aumento de 137°C para 171°C quando a velocidade se elevou de 0,1 mm/s para 10 mm/s, ou seja, de 34°C ou 25%. A explicação para tais resultados obtidos se concentra justamente na sensibilidade à taxa de deformação de ambos os materiais, representada pelo expoente C listado na Tab. (1). A dependência do tântalo a tais efeitos é 47 vezes maior que a da liga de alumínio utilizada no presente trabalho, o que justifica a magnitude de ΔT obtida para cada material. Por outro lado, as previsões calculadas analiticamente se mostraram coerentes ao modelamento teórico desenvolvido, uma vez que a relação entre a variação de temperatura e a velocidade de ensaio sob a forma exponencial crescente é análoga àquela obtida via simulação computacional de modelos em elementos finitos e testes experimentais conduzidos por Pei et al. (2005) para tarugos fabricados a partir das ligas de alumínio Al-1%Mg e Al-3%Mg com temperatura inicial de 13°C e deformados através de um ferramental caracterizado pela presença de adoçamento externo e com $\Phi = 90^\circ$, sob condições de lubrificação ideal.

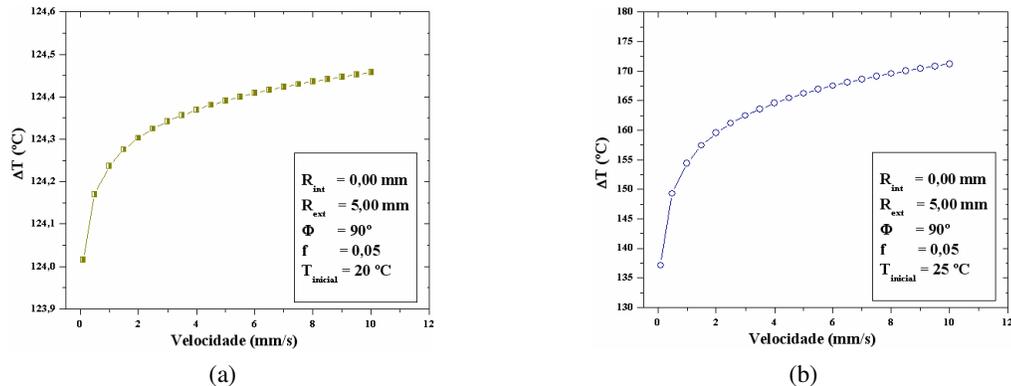


Figura 3. Efeito da velocidade de prensagem sobre ΔT : (a) liga Al 1100-H12 e (b) tântalo puro.

A Figura (4) apresenta o efeito da temperatura inicial do tarugo sobre a variação de temperatura resultante da prensagem de cada material utilizado através de uma matriz com apenas o raio de adoçamento externo de 5 mm e $\Phi = 90^\circ$, assumindo-se uma velocidade de prensagem de 10 mm/s e lubrificação ideal. O processamento do tântalo, vide Fig. (4b), revelou uma queda de 171°C para 46°C para ΔT , ou seja de 125°C ou 73% quando a temperatura inicial do tarugo aumentou de 25°C para ~1800°C. A liga de alumínio, por sua vez, revelou que ao ser deformada no interior deste ferramental e sob tais condições de velocidade e atrito, a variação de temperatura decresceu de 124,5°C para 49,5°C, ou seja, teve uma queda de 75°C ou 60,4% quando se eleva a temperatura inicial da amostra de 20°C para 370°C, conforme mostrado na Fig. (4a). De fato, por apresentar propriedades superiores e, principalmente, uma elevada temperatura de fusão, o tântalo forneceu uma queda mais acentuada de ΔT quando comparado à liga Al 1100-H12, o que explica parcialmente os valores distintos encontrados para este parâmetro. Analisando-se a Eq. (22), é possível observar que o aumento da temperatura inicial, T_{ini} , eleva os termos relacionados à temperatura final T_f , os quais ao serem subtraídos do termo à direita da igualdade tornam ΔT cada vez menor com relação ao progresso de T_{ini} , fato este que completa a explicação acerca das previsões teóricas de variação térmica encontradas. Cabe ressaltar que Pei et al. (2005) detectaram uma diminuição sistemática de ΔT para as ligas de alumínio Al-1%Mg e Al-3%Mg associada ao aumento da temperatura inicial da amostra, a qual relacionaram à queda do fluxo de tensões. De fato, o modelamento proposto não envolve a dependência entre os tensores de tensão e deformação e a temperatura, além das medidas escalares efetivas, o que define completamente o acoplamento termomecânico quando se utilizam modelos numéricos de elementos finitos.

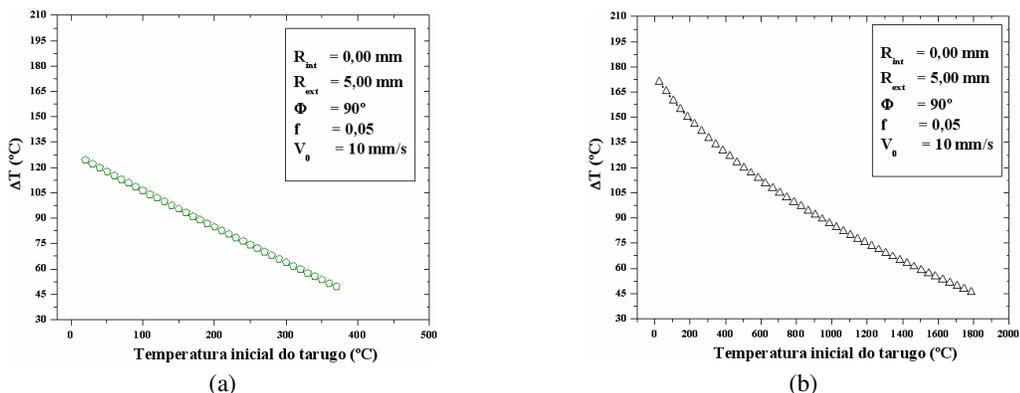


Figura 4. Influência da temperatura inicial do tarugo sobre ΔT : (a) liga Al 1100-H12 e (b) tântalo puro.

4. CONCLUSÕES

A partir da equação do calor adiabático foi proposta uma descrição do acoplamento termomecânico observado durante o processamento de materiais metálicos após um único passe de prensagem em canais equiangulares entre a energia térmica e o trabalho plástico realizado para a deformação da amostra, no qual a tensão média de escoamento foi determinada por meio da lei de encruamento de Johnson-Cook combinada ao critério de plasticidade isotrópico de Drucker. Ainda, a tensão média de escoamento, oriunda desta abordagem termomecânica, foi introduzida em soluções teóricas baseadas no método do limite superior disponíveis na literatura para o cálculo da pressão de prensagem. Desta forma, utilizando-se as propriedades termomecânicas da liga de alumínio Al 1100-H12 e do tântalo puro, foi avaliada a influência de parâmetros importantes sobre a variação térmica e, por conseguinte, que afetam a tensão de escoamento tais como a geometria do ferramental, a velocidade do ensaio e a temperatura inicial da amostra, o que permitiu apontar os seguintes aspectos conclusivos:

1) A análise da influência de parâmetros geométricos da matriz sobre a variação de temperatura, ΔT , para ambos os materiais envolvidos, evidenciou a consistência do modelamento proposto já que o comportamento observado assemelhou-se consideravelmente ao identificado para a deformação plástica efetiva, cuja solução analítica depende fortemente da configuração geométrica do ferramental;

2) A investigação dos efeitos da velocidade de processamento, V_0 , sobre a variação de temperatura, ΔT , foi útil para identificar a sua dependência com a taxa de deformação plástica efetiva cuja presença é evidente na lei de encruamento de Johnson-Cook. Portanto, o aumento da velocidade conduziu a uma apreciável elevação de ΔT principalmente para o tântalo, em razão de sua elevada sensibilidade à taxa de deformação e, em menor grau, para a liga de alumínio considerada cuja relação com tais efeitos é comparativamente bastante reduzida. A literatura reporta tal comportamento bem como a forma exponencial positiva das curvas velocidade vs ΔT para o alumínio puro, o que confirma a aplicabilidade dos modelos desenvolvidos;

3) A temperatura inicial da amostra, T_{ini} , quando aumentada, promoveu o decréscimo da variação térmica para ambos os materiais considerados, com destaque para o tântalo no qual este comportamento foi mais evidente. De fato, tal característica concorda com a maneira na qual a dependência entre tensão de escoamento, T_{ini} e ΔT é definida na lei de encruamento de Johnson-Cook.

5. AGRADECIMENTOS

Neil de Medeiros agradece ao CAPES pelo financiamento das pesquisas para o doutoramento e pós-doutoramento.

6. REFERÊNCIAS

- Cazacu, O. and Barlat, F., 2001, "Relation of experiments to mathematical theories of plasticity", *Mathematics and Mechanics of Solids*, Vol. 6, pp. 613-630.
- DeLo, D.P. and Semiati, S.L., 1999, "Finite-Element Modeling of Nonisothermal Equal-Channel Angular Extrusion", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 30A, pp. 1391-1402.
- Drucker, D.C., 1949, "Generalization of Drucker's Yield Criterion to Orthotropy", *Journal of Applied Mechanics*, Vol 16, pp. 349-357.
- Eivani, A.R. and Karimi Taheri, A., 2007, "An upper bound solution of ECAE process with outer curved corner", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.182, pp. 555-563.
- Eivani, A.R. and Karimi Taheri, A., 2008, "The effect of dead metal zone formation on strain and extrusion force during equal channel angular extrusion", *Computational Materials Science*, Vol. 42, pp. 14-20.
- Ferron, G., Makkouk, R. and Morreale, J., 1994, "A parametric description of orthotropic plasticity in metal sheets", *International Journal of Plasticity*, Vol. 10, pp. 431-449.
- Furukawa, M., Horita, Z., Nemoto, M. and Langdon, T.G., 2001, "Processing of metals by equal-channel angular pressing", *Journal of Materials Science*, Vol. 36, pp. 2835-2843.
- Iqbal, M.A., Gupta, N.K. and Sekhon, G.S., 2006, "Behaviour of thin aluminium plates subjected to impact by ogive-nosed projectiles", *Defence Science Journal*, Vol. 56, pp. 841-852.
- Iwahashi, Y., Wang, W., Nemoto, M. and Langdon, T.G., 1996, "Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials", *Scripta Materialia*, Vol.35, pp. 143-146.
- Liang, R. and Khan, A.S., 1999, "A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures", *International Journal of Plasticity* Vol. 15, pp. 963-980.
- Luri, R., Pérez, C.J.L. and León, J., 2006, "A new configuration for equal channel angular extrusion dies", *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 128, pp. 860-865.
- Pei, Q.X., Hu, B.H. and Lu, C., 2005, "Thermo-mechanical modeling and analysis of equal channel angular pressing", *Journal of Metastable and Nanocrystalline Materials*, Vol. 23, pp. 263-266.
- Pérez, C.J.L., 2004, "On the correct selection of the channel die in ECAP processes", *Scripta Materialia*, Vol. 50, pp. 387-393.

- Pérez, C.J.L. and Luri R., 2008, "Study of the ECAE process by the upper bound method considering the correct die design", *Mechanics of Materials*, Vol. 40, pp. 617-628.
- Segal, V.M., 1974, "Methods of stress-strain analysis in metal-forming", Ph.D. Thesis, Minsk.
- Segal V.M., Reznikov, V. and A. Drobyshevkiy, A., 1981, "Plastic working of metals by simple shear", *Russian Metallurgy*, Vol. 1, pp. 99-105.
- Segal, V.M, 1995, "Materials processing by simple shear", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 197, pp. 157-164.
- Valiev, R.Z. and Langdon, T.G., 2006, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", *Progress in Materials Science*, Vol.51, pp. 881-981.

7. DIREITOS AUTORAIS

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



VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

THEORETICAL FORMULATION FOR THE EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING PROCESS VIA THE UPPER-BOUND METHOD UNDER ISOTHERMAL AND ADIABATIC CONDITIONS

Neil de Medeiros, neil@metal.eeimvr.uff.br¹
Fabiane Roberta Freitas da Silva, fabiane@metal.eeimvr.uff.br¹
Luciano Pessanha Moreira, luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br¹
Jefferson Fabrício Cardoso Lins, jfclins@metal.eeimvr.uff.br¹
Jayme Pereira de Gouvêa, jpg@metal.eeimvr.uff.br¹
José Divo Bressan, dem2jdb@joinville.udesc.br²

¹Universidade Federal Fluminense, Avenida dos Trabalhadores, 420, Volta Redonda - RJ, 27255-125, Brasil.

²Universidade do Estado de Santa Catarina, Joinville – SC, 89223-100, Brasil

Abstract. *In the present work the upper-bound solutions developed by Pérez and Luri [Mech. Mater. 40 (2008) 617] for the load and effective plastic strain after a single forming pass of perfectly plastic metallic materials at room temperature via the equal channel angular pressing technique (ECAP) were extended to elastic-plastic materials. The isotropic hardening was described by the Johnson-Cook law combined to the Drucker plasticity criterion. By using the adiabatic heat equation was possible to evaluate the existing thermo-mechanical coupling under both adiabatic and isothermal conditions by employing the materials pure tantalum (body centered cubic) and Al 1100-H12 alloy (face centered cubic). The results consistently, and more evidently for pure tantalum than aluminium alloy due its superior thermo-mechanical properties, permitted to observe the influence of the processing velocity, V_0 , on the temperature variation, ΔT , at the end of pressing process. The velocity increasing caused the progressive rising of the thermal variation for a given die geometry and friction condition as a result of higher severity degree of the analyzed materials hardening. Finally, it was verified the temperature variation fall in reason of the samples initial temperature, T_{mi} increasing. Therefore, from these observed aspects, it was possible to conclude that the proposed modelling is applicable to ECAP technique studies, once it was able to reproduce the thermo-mechanical behaviour of the considered materials providing satisfactory predictions.*

Keywords: *Upper-bound method, equal channel angular pressing, thermo-mechanical coupling, pure tantalum, Al 1100-H12 alloy*