



ANÁLISE NUMÉRICA DA ESTAMPAGEM DE CHAPAS DE AÇOS COM EFEITOS DE TRANSFORMAÇÃO DE FASES

Luciano Pessanha Moreira, luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br¹

Sébastien Mercier, mercier@lpmm.sciences.univ-metz.fr²

Neil de Medeiros, neil@metal.eeimvr.uff.br¹

Marion Martiny, martiny@lpmm.sciences.univ-metz.fr²

Emanuelle Barbosa Mattos, emanu.mattos@gmail.com¹

¹Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores 420, CEP 27255-125, Volta Redonda, RJ

²Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, Université de Metz, Ile du Saulcy, 57045 Metz, France

Resumo: *O presente trabalho apresenta análises numéricas da conformação de aços com transformação de fases. Em particular, aços que aliam elevados limites de resistência em conjunto com a ductilidade como aços TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade), os quais têm como efeito direto um aumento na taxa de encruamento retardando a estricção localizada e favorecendo a conformabilidade. O ensaio de estampagem profunda de um aço inoxidável austenítico é adotado para fins de avaliação da influência dos efeitos de transformação de fases na distribuição de deformações, esforço do punção e razão limite de estampagem definida entre os diâmetros do esboço e punção. O comportamento da chapa é descrito por meio de um modelo fenomenológico que considera os efeitos TRIP em função da deformação, taxa de deformação, temperatura e fração volumétrica da martensita transformada. As simulações foram realizadas com um código comercial de elementos finitos aberto ao usuário para definição do comportamento material. Primeiro, as previsões do modelo adotado para descrever os efeitos TRIP do aço inox 304 apresentaram boa concordância com medidas experimentais da literatura obtidas a partir de ensaios de tração e compressão uniaxial realizados em função da temperatura. Em seguida, as simulações do ensaio de estampagem profunda realizado a temperatura ambiente demonstraram que a razão limite de estampagem fica comprometida em razão dos efeitos de um forte estiramento biaxial no fundo do copo cilíndrico decorrentes da transformação de fases induzida por deformação plástica que tem lugar no raio de adoçamento da matriz.*

Palavras-chave: *estampagem profunda, aço TRIP, transformação de fases, método de elementos finitos*

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novos materiais metálicos com propriedades cada vez mais exigentes impõe, tanto ao nível de universidades e centros de pesquisas quanto em nível de centros de serviços, conhecimentos com respeito ao comportamento mecânico que compreendem desde as etapas de concepção até as aplicações em diversos setores de bens de consumo. Dentre os materiais metálicos, podem ser citados primeiramente os aços inteiramente ou parcialmente austeníticos, como os aços inoxidáveis empregados nos segmentos alimentícios. Estes aços podem estar sujeitos à transformação de fases entre os campos austenítico-martensítico quando submetidos a deformações plásticas a temperatura ambiente, como no caso de processos de estampagem. A transformação da austenita em martensita tem como efeito direto um aumento na taxa de encruamento favorecendo a priori a conformabilidade visto que o processo de estricção é retardado. Em segundo lugar, existem os aços multifásicos parcialmente austeníticos empregados notadamente nas estruturas de veículos automotivos. Estes tipos de aço conciliam propriedades até então contraditórias, a saber, elevados níveis de ductilidade (~ 40 %) em conjunto com altos níveis de resistência mecânica (~ 1.200 MPa) e, por conseguinte, um aumento considerável de tenacidade garantindo melhor performance nos eventos de impacto como no caso de longarinas. As investigações experimentais do comportamento complexo destes aços durante os processos de conformação mecânica demandam tempos consideráveis e, em geral, envolvem equipamentos com custos extremamente elevados. Modelos de comportamento material vêm sendo cada vez mais adotados em conjunto com simulações numéricas de processos em escala industrial, as quais, por sua vez, possibilitam análises detalhadas de condições de difícil avaliação em escala laboratorial. Este trabalho apresenta as etapas de implantação computacional e validação de um modelo fenomenológico que descreve efeitos TRIP (Transformação Induzida por Plasticidade). Primeiro, são detalhadas as equações constitutivas do modelo proposto por Iwamoto et al. (1998). Em seguida, o método de integração é apresentado para o caso geral de tensões. Finalmente, são apresentados resultados de validação da implantação do modelo adotado no programa comercial de elementos finitos ABAQUS/Standard com bases em medidas experimentais obtidas por Iwamoto et al. (1998) e Takuda et al. (2005).

2. EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS

O desenvolvimento de modelos teóricos capazes de prever a cinética de transformação martensítica teve início em meados da década de 70 a partir do trabalho de Olson e Cohen (1975) relacionado ao efeito TRIP sobre aços inoxidáveis 304. Neste trabalho os autores empregaram como hipótese fundamental a interseção de bandas de cisalhamento como mecanismo principal para a formação de embriões martensíticos induzidos por deformação e relacionaram a fração volumétrica de martensita somente a parâmetros térmicos e deformação plástica. Posteriormente, Stringfellow et al. (1992) e Iwamoto et al. (1998) propuseram uma extensão do modelo de Olson-Cohen pela introdução da sensibilidade da cinética de transformação ao estado de tensões assumindo que os embriões martensíticos se formam nas interseções de bandas de cisalhamento. Nestes modelos, o aumento da fração volumétrica de bandas de cisalhamento, f_{sb} , está diretamente associado à taxa de deformação plástica de deslizamento, a saber,

$$\dot{f}_{sb} = \alpha (1 - f_{sb}) \dot{\epsilon}^{pslip} \quad (1)$$

onde α é um parâmetro material associado à energia de falha de empilhamento que controla o número de bandas de cisalhamento com forte dependência à temperatura, ao estado de tensões e à taxa de deformação plástica de deslizamento. Este é definido por Iwamoto e Tsuta (2000) como

$$\alpha = \left[\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \right] \left(\frac{\dot{\epsilon}^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right)^M \quad (2)$$

onde α_i ($i=1,4$) são parâmetros materiais enquanto T , $\dot{\epsilon}_y$ e M denotam a temperatura absoluta, a taxa de deformação de referência e o expoente de sensibilidade à taxa de deformação, respectivamente. Σ é o fator de triaxialidade de tensões é definido por

$$\Sigma = \frac{\sigma_{ii}}{3\bar{\sigma}} \quad (3)$$

onde σ_{ii} é o primeiro invariante do tensor de tensões de Cauchy, σ_{ij} , ao passo que $\bar{\sigma}$ é a tensão efetiva de escoamento do material bifásico definida por:

$$\bar{\sigma} = f_m \bar{\sigma}_m + (1 - f_m) \bar{\sigma}_a \quad (4)$$

onde assume-se que as fases austenítica (a) e martensítica (m) experimentam mesmos níveis de deformação plástica. Ainda, a dependência entre a evolução da fração volumétrica de martensita, f_m , parâmetro α , bandas de cisalhamento, fração volumétrica de bandas de cisalhamento, probabilidade de uma interseção formar um embrião martensítico, p , e a força motriz para a transformação martensítica, g , foi proposta por Iwamoto e Tsuta (2000) na forma,

$$\dot{f}_m = (1 - f_m) \left[A \dot{\epsilon}^{pslip} + B \dot{g} \right] \quad (5)$$

com

$$A = \alpha n p \eta (f_{sb})^{n-1} (1 - f_{sb}) \quad (6)$$

$$B = \eta \frac{dp}{dg} (f_{sb})^n H(\dot{g}) \quad (7)$$

onde n e η são constantes geométricas e H denota a função degrau de Heaviside que confere o caráter de irreversibilidade ao processo de transformação martensítica. A função probabilidade p de formação de embriões de martensita nas interseções de bandas de cisalhamento é definida por:

$$p = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \int_{-\infty}^g \exp\left[-\frac{(g'-g_0)^2}{2\sigma_g^2}\right] dg' \quad (8)$$

na qual a força motriz g para a transformação martensítica é dada por:

$$g = -T + g_1 \Sigma \quad (9)$$

onde σ_g , g_0 e g_1 denotam o desvio padrão, o valor médio e uma constante relacionados com a força motriz g , respectivamente.

Por outro lado, a passagem para um estado geral de tensões é realizada primeiro assumindo a decomposição aditiva da taxa de deformação total sob a hipótese de pequenas transformações, a saber,

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{ij}^{th} + \dot{\epsilon}_{ij}^p \quad (10)$$

onde os índices e , th e p representam as parcelas de deformações elástica, térmica e plástica, respectivamente. As componentes de deformação plástica, por sua vez, são decompostas em parcelas de deslizamento (pslip) e transformação de fases (ptrans),

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (11)$$

onde as componentes de transformação de fases são ainda divididas em parcelas de mudança de forma (pshape) e dilatação volumétrica (pdilat). As deformações plásticas de deslizamento são definidas pela lei associada de escoamento

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (12)$$

Na Eq. (12), f é a função de escoamento definida sob a seguinte forma:

$$f(\sigma_{ij}, \bar{\epsilon}^{pslip}, T) = F(\sigma_{ij}, \bar{\epsilon}^{pslip}) - \bar{\sigma}(\bar{\epsilon}^{pslip}, T) \quad (13)$$

na qual os efeitos de assimetria da superfície de escoamento são considerados por meio da função de transformação proposta por Miller e McDowell (1996) como

$$F(\sigma_{ij}, \bar{\epsilon}^{pslip}) = \sqrt{3 \left[J_2 - k \left(\frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right) \right]} \quad (14)$$

cujo parâmetro de evolução é definido por

$$\dot{k} = C_k (1-k) \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \quad (15)$$

onde J_2 e J_3 são o segundo e terceiro invariantes do tensor das componentes desviadoras de tensão ao passo que C_k é uma constante material. As parcelas das componentes de deformação associadas com a transformação de fases são definidas de acordo com Iwamoto e Tsuta (2000) por:

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} = R \dot{f}_m \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (16)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta v \dot{f}_m \delta_{ij} \quad (17)$$

com

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y^a} \right) \quad (18)$$

onde Δv , σ_y^a , R_0 e R_1 denotam a expansão volumétrica devido a transformação martensítica, o limite de escoamento da austenita e parâmetros materiais, respectivamente. O valor experimental de Δv varia entre 0,02 a 0,05 (Iwamoto et al., 1998).

3. IMPLANTAÇÃO EM ELEMENTOS FINITOS

As equações constitutivas do modelo TRIP adotado foram implantadas no programa de elementos finitos ABAQUS/Standard segundo um esquema implícito de integração. O método de integração é baseado no algoritmo de previsão elástica – correção plástica. Primeiro, são obtidas as componentes de tensão de teste a partir de uma previsão elástica com bases na lei generalizada de Hooke,

$$\sigma_{ij}^{teste} = \sigma_{ij}^t + \lambda \Delta \varepsilon_{kk} \delta_{ij} + 2\mu \Delta \varepsilon_{ij} - \alpha \Delta T \delta_{ij} \quad (19)$$

onde λ , μ e α são as constantes de Lamè e o coeficiente de expansão térmica do material da chapa, respectivamente. Esta previsão é realizada com bases no estado de tensões no início do incremento (t) a partir dos incrementos de deformação total ($\Delta \varepsilon$) e temperatura (ΔT). Em seguida, é realizado um teste de condição de carregamento elasto-viscoplástico empregando a função de escoamento definida pela Eq. (13), a saber,

$$f^{Teste} = F^{Teste} - \bar{\sigma}^t \geq 0 \quad (20)$$

Caso contrário, a previsão conduziu a um carregamento puramente elástico, isto é, $f < 0$. As componentes de tensão no fim do incremento de tempo são então determinadas pela correção plástica definida por:

$$\sigma_{ij}^{t+\Delta t} = \sigma_{ij}^{Teste} - \lambda \Delta \varepsilon_{kk}^{pdilat} \delta_{ij} - 2\mu \Delta \varepsilon_{ij}^p \quad (21)$$

ou ainda a partir das Eqs. (12), (16) e (17) em conjunto com as Eqs. (5-7) e introduzindo $F_{,ij}^{Teste} = \partial f^{Teste} / \partial \sigma_{ij}$ como

$$\sigma_{ij}^{t+\Delta t} = \sigma_{ij}^{Teste} - \mu \left\{ \left(\lambda + \frac{2}{3} \right) (1 - f_m^t) A^t \Delta v \delta_{ij} + 2F_{,ij}^{Teste} \left[1 + R^t (1 - f_m^t) A^t \right] \right\} \Delta \varepsilon^{pslip} \quad (22)$$

É importante observar que o termo de correção plástica na Eq. (22) depende do incremento de deformação plástica efetiva de deslizamento. Neste trabalho, o método adotado na determinação é baseado na restrição em que a função de escoamento no final do incremento de tempo satisfaça a condição de consistência, ou seja,

$$f^{t+\Delta t} = f^t + df = F^{t+\Delta t} - \bar{\sigma}^{t+\Delta t} = 0 \quad (23)$$

de onde é possível obter por desenvolvimentos de séries de Taylor desprezando-se termos de 2ª ordem ou maiores que

$$f(\Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}}) = F^{\text{Teste}} \left\{ 1 - \frac{\frac{3}{2} \Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}} \left[\beta^{\text{Teste}} + k^t \left(\frac{\beta J_3}{2J_2^{3/2}} - \frac{\gamma}{J_2^{1/2}} \right)^{\text{Teste}} + (1-k^t) C_k \left(\frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right)^{\text{Teste}} \right]}{(F^{\text{Teste}})^2} \right\} - \bar{\sigma}^{t+\Delta t} = 0 \quad (24)$$

com

$$\beta^{\text{Teste}} = 2\mu \left\{ G_{11} \begin{vmatrix} S_{22} & S_{23} \\ S_{23} & S_{33} \end{vmatrix} + G_{22} \begin{vmatrix} S_{22} & S_{23} \\ S_{23} & S_{33} \end{vmatrix} + G_{33} \begin{vmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{12} & S_{22} \end{vmatrix} + 2G_{12} \begin{vmatrix} S_{23} & S_{33} \\ S_{12} & S_{13} \end{vmatrix} + 2G_{13} \begin{vmatrix} S_{23} & S_{13} \\ S_{22} & S_{12} \end{vmatrix} + 2G_{23} \begin{vmatrix} S_{12} & S_{11} \\ S_{23} & S_{13} \end{vmatrix} \right\} \quad (25)$$

e

$$\gamma^{\text{Teste}} = 2\mu (S_{ij} F_{,ij})^{\text{Teste}} \left[1 + R^t (1-f_m^t) (A^t \Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}} + B^t \Delta g) \right] \quad (26)$$

onde

$$S_{ij}^{\text{Teste}} = \sigma_{ij}^{\text{Teste}} - \frac{1}{3} \sigma_{kk}^{\text{Teste}} \delta_{ij} \quad (27)$$

$$G_{ij}^{\text{Teste}} = F_{,ij}^{\text{Teste}} \left[1 + R^t (1-f_m^t) (A^t \Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}} + B^t \Delta g) \right] \quad (28)$$

É interessante notar agora que a função definida pela Eq. (24) apresenta um intervalo definido para procura da raiz, a saber,

$$\Delta\bar{\epsilon}_{\text{Mín}}^{\text{pslip}} = 0 \quad \therefore f(\Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}}) > 0 \quad (29)$$

e

$$\Delta\bar{\epsilon}_{\text{Máx}}^{\text{pslip}} = \frac{(F^{\text{Teste}})^2}{\frac{3}{2} \left[\beta^{\text{Teste}} + k^t \left(\frac{\beta J_3}{2J_2^{3/2}} - \frac{\gamma}{J_2^{1/2}} \right)^{\text{Teste}} + (1-k^t) C_k \left(\frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right)^{\text{Teste}} \right]} \quad \therefore f(\Delta\bar{\epsilon}^{\text{pslip}}) < 0 \quad (30)$$

A solução da função dada pela Eq. (24) é obtida empregando-se o método da bissecção com intervalo de busca definido pelas Eqs. (29) e (30). Uma vez as componentes de tensão de Cauchy corrigidas, Eq. (21), o método implícito de integração é finalizado estabelecendo-se as variações destas componentes com respeito as deformações totais, isto é,

$$J_{ijkl}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial \epsilon_{kl}} \right]^{t+\Delta t} \quad (31)$$

conforme método do operador tangente detalhado em Moreira e Ferron (2007).

4. MODELAMENTO NUMÉRICO

O material adotado neste trabalho é um aço inoxidável austenítico 304 caracterizado em função da temperatura por Iwamoto et al. (1998) sob solicitações de tração uniaxial e compressão uniaxial. A tensão de escoamento de cada fase i (a = austenita e m = martensita) é descrita por

$$\bar{\sigma}_i = \sigma_{y_i} + C_{i1} \left\{ 1 - \exp \left[-C_{i2} \bar{\epsilon}^{\text{pslip}} \right] \right\}^{C_{i3}} \left[\frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{\text{pslip}}}{\dot{\bar{\epsilon}}_y} \right]^m \quad (32)$$

com o limite de escoamento definido em função da temperatura T , a saber,

$$\sigma_{y_i} = C_{i4} \exp \left[-C_{i5} T \right] \quad (33)$$

onde $C_J(i)$ ($J = 1, \dots, 5$) são parâmetros que descrevem o comportamento mecânico das fases i . A Tabela 1 apresenta os parâmetros materiais do aço inoxidável austenítico 304 identificados por Iwamoto et al. (1998).

Tabela 1. Parâmetros do aço inoxidável austenítico 304 (Iwamoto et al., 1998).

Módulo de elasticidade	E	193.000 MPa
Coefficiente de Poisson	ν	0,333
Constantes C_{ia} (austenita)	$C_{1a}, C_{2a}, C_{3a}, C_{4a}$ e C_{5a}	2.084 MPa; 0,31; 0,58, 1.023 MPa e 0,0050
Constantes C_{im} (martensita)	$C_{1m}, C_{2m}, C_{3m}, C_{4m}$ e C_{5m}	1.180.7 MPa; 17,8; 7,66; 1.983 MPa e 0,0059
Sensibilidade à taxa de deformação	M	0,0058
Sensibilidade à taxa de deformação	m	0,01
Constantes geométricas	η e n	14,5 e 4,5
Desvio padrão	σ_g	129,5
Constantes	g_0 e g_1	- 87 e 76,1
Constantes	$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ e α_4	- 2,25 x 10 ⁻⁴ ; 4,52 x 10 ⁻² ; 11,8 e 7,40
Constantes	R_0 e R_1	0,02 e 0,02
Parâmetro	C_k	0,49

Para fins de validação da implantação computacional das equações constitutivas apresentadas na seção anterior, foram realizadas simulações com um único elemento sólido bilinear com oito nós e técnica integração reduzida, terminologia ABAQUS C3D8R, com objetivo de reproduzir medidas experimentais de ensaios de tração e compressão uniaxiais realizados em função da temperatura por Iwamoto et al. (1998). Em seguida, foram realizadas simulações dos ensaios de estampagem profunda realizados por Takuda et al. (2003), vide parâmetros definidos abaixo na Tabela 2. Neste caso, foi adotado um modelo com simetria axial assumindo-se um comportamento isotrópico. A razão limite de estampagem entre os diâmetros do esboço e punção foi adotada igual a 2,2. O esboço foi descrito com 8 camadas na espessura de elementos de integração completa, CAX4R, e 420 elementos ao longo do comprimento. O ferramental foi descrito por superfícies analíticas rígidas onde o contato é definido pelo atrito de Coulomb com valores $\mu = 0,15$ e $0,10$ entre punção/esboço e matriz/esboço/prensa-chapas/esboço, respectivamente.

Tabela 2. Parâmetros do processo de estampagem profunda (Takuda et al., 2003).

Diâmetro do punção	D_P	60 mm
Raio de adoçamento do punção	r_P	6 mm
Diâmetro de abertura da matriz	D_M	65 mm
Raio de adoçamento da matriz	r_M	6 mm
Força do prensa-chapas	F_{PC}	29.400 N
Espessura da chapa	t	1,00 mm

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Fig. 1 apresenta a comparação entre as previsões numéricas obtidas a partir da implantação no programa ABAQUS/Standard das equações constitutivas apresentadas na seção 3 com os resultados experimentais determinados em ensaios de tração e compressão uniaxial por Iwamoto et al. (1998). É possível observar primeiro a influência do estado de tensões por meio do parâmetro de triaxialidade Σ , Eq. (3). A força motriz de transformação martensítica, Eq. (9), aumenta com Σ ao passo que a fração de bandas de cisalhamento, Eq. (1), diminui em razão do decréscimo do parâmetro α , Eq. (2). Logo, a evolução da fase martensítica apresenta um rápido aumento em pequenas deformações e, em seguida, um limite de saturação em grandes deformações, vide resultados para compressão uniaxial na Fig. 1b. Ainda, os níveis de tensão em compressão são um pouco menores em grandes deformações em razão da assimetria de deformação introduzida pela superfície de escoamento de transformação, conforme Eqs. (14-15). Em ambos os casos, observamos uma boa concordância com os valores medidos de tensão-deformação e fração volumétrica de martensita. Resultados similares foram obtidos por Serri et al. (2005), porém com o emprego do programa ABAQUS/Explicit baseado no método explícito de integração.

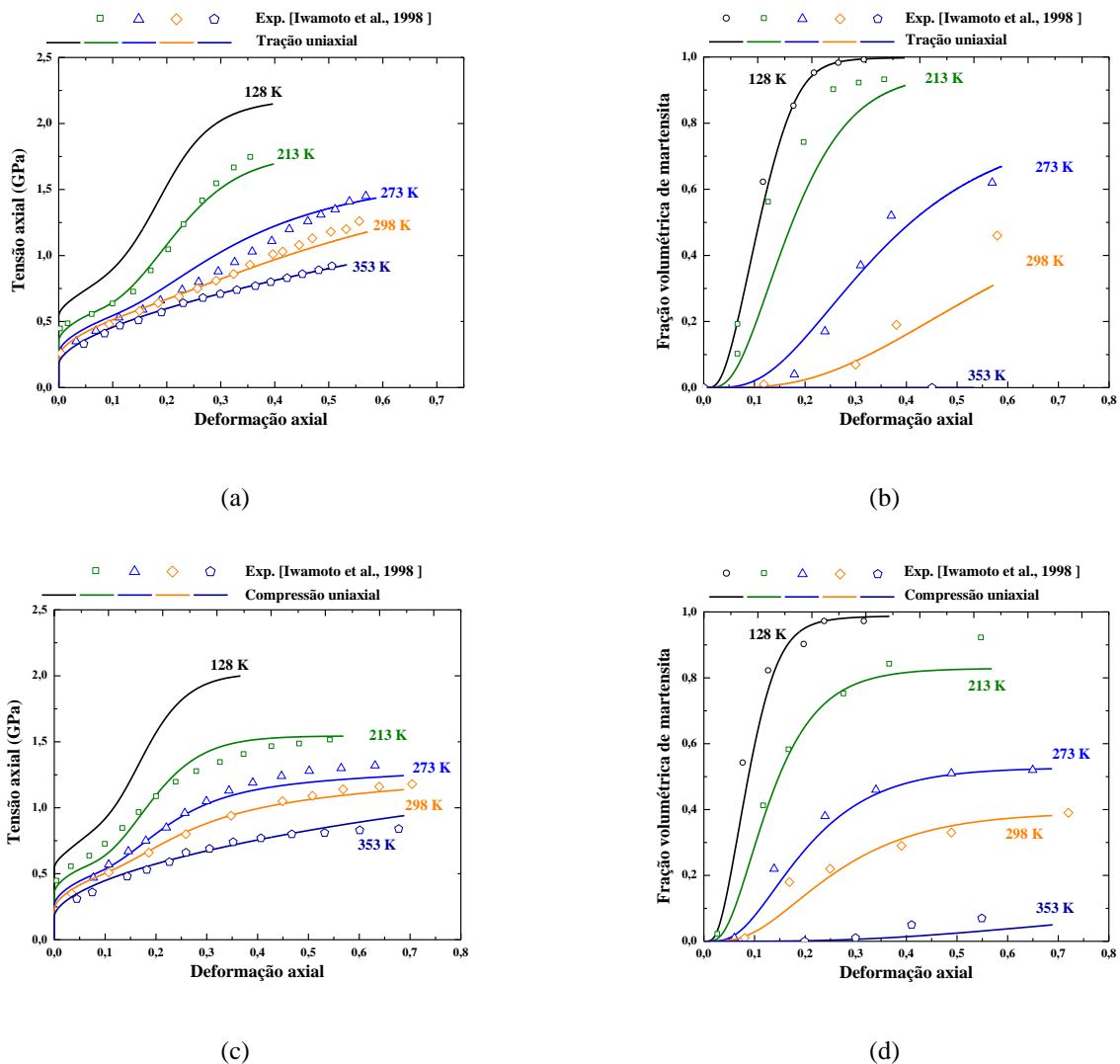


Figura 1. Comparação entre as previsões numéricas com os resultados experimentais de Iwamoto et al. (1998): tensão-deformação axial (a) tração uniaxial e (c) compressão uniaxial, fração volumétrica de martensita (b) tração uniaxial e (d) compressão uniaxial.

A Fig. 2 mostra a distribuição da deformação plástica efetiva em função do deslocamento do punção obtida a partir da análise do ensaio de estampagem profunda realizado no aço inox 304 a temperatura ambiente com uma razão limite de estampagem $RLE = 2,2$. Em razão da transformação de fases que ocorre primeiro nas regiões mais externas do copo, isto é, entre a borda do flange e o raio de adoçamento do matriz, um forte estiramento biaxial é observado no fundo do copo. A distribuição da fração volumétrica de martensita na superfície do esboço é apresentada na Fig. 3a onde é possível observar as transformações de fases ocorridas em função da posição radial. Por conseguinte, as deformações plásticas se localizam na região logo acima do raio de concordância do punção e conduzem ao processo de estricção do esboço, indicado na Fig. 2 e igualmente observado pela queda abrupta da previsão de força do punção mostrada na Fig. 3b. Estas previsões estão em boa concordância com as observações experimentais do trabalho de Takuda et al. (2005), cujos resultados apontam uma melhoria na RLE para 2,7 ao realizar a conformação do aço inox 304 a morno ($120\text{ }^{\circ}\text{C}$). Ao mesmo tempo introduz-se um gradiente de temperaturas entre o fundo do copo (resfriamento do fundo do punção) e o flange do copo (aquecimento das superfícies do prensa-chapas e matriz) fazendo com que a transformação de fase martensítica predomine no fundo do copo.

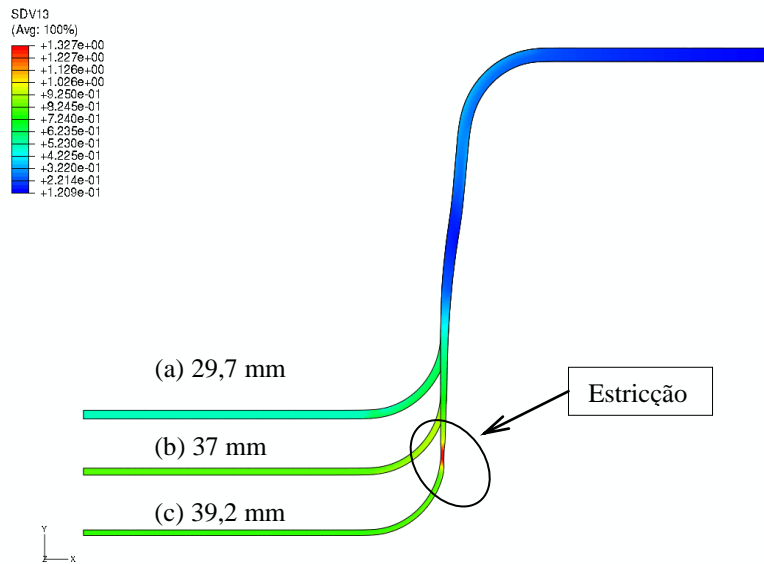


Figura 2. Previsões numéricas do ensaio de estampagem profunda do aço inox 304 a temperatura ambiente: distribuição da deformação plástica efetiva em função do deslocamento do punção.

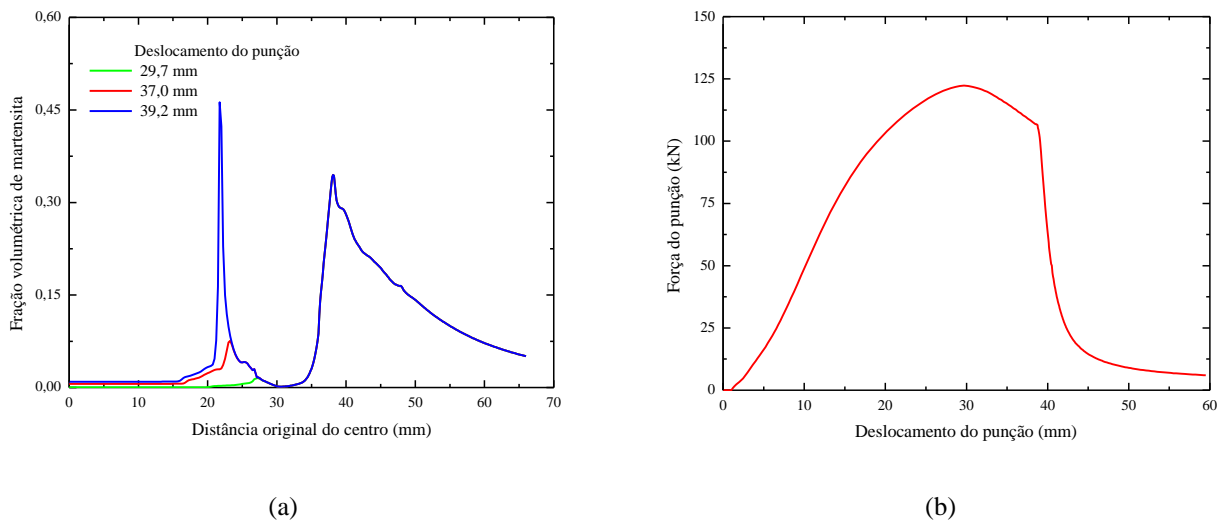


Figura 3. Previsões numéricas do ensaio de estampagem profunda do aço inox 304 a temperatura ambiente: (a) distribuição da fração volumétrica de martensita e (b) evolução da força do punção.

6. CONCLUSÕES

Neste trabalho, o modelo fenomenológico proposto por Iwamoto et al. (1998) para descrever efeitos TRIP em aços inoxidáveis austeníticos foi implantado no programa comercial de elementos finitos ABAQUS/Standard por meio da sub-rotina aberta ao usuário UMAT. As previsões numéricas do comportamento em tração e compressão do aço inoxidável 304 sob sollicitação uniaxial estão em boa concordância com as medidas experimentais da tensão axial e fração volumétrica de martensita obtidas em função da temperatura por Iwamoto et al. (1998). A simulação numérica do ensaio de estampagem profunda de um copo cilíndrico forneceu previsões consistentes com os dados experimentais obtidos por Takuda et al. (2005). Apesar do modelamento proposto não incluir os efeitos de acoplamentos termomecânicos, a saber, geração de calor devido a deformação plástica e ainda mecanismos de transferência de calor por convecção e condução entre ferramental e esboço, a simulação sob condição isotérmica revelou a impossibilidade de realizar a estampagem profunda sem defeitos a temperatura ambiente para uma razão limite de estampagem de 2,2. Em razão da transformação de fases induzida pela deformação plástica nas regiões próximas ao raio de adoçamento da matriz e borda do flange, um forte estiramento biaxial é produzido no fundo do copo contrariamente ao que se obtém em aços sem transformação de fases. Por conseguinte, o processo de localização de deformação se inicia de forma prematura na região entre o raio de adoçamento do punção e a parede do copo conduzindo então a estricção localizada.

7. AGRADECIMENTOS

Luciano P. Moreira agradece ao CNPq pelo apoio financeiro (Edital CNPq 004/2007 Convênios Bilaterais e Bolsa de Produtividade em Pesquisa) e a FAPERJ (Jovens Cientistas do Nosso Estado). Marion Martiny e Sébastien Mercier agradecem ao CNRS (França) pelo apoio ao desenvolvimento do projeto de cooperação bilateral “Efeito do acoplamento termomecânico durante a conformação de materiais metálicos com transformação de fases: estudos numéricos e experimentais”. Luciano P. Moreira e Neil de Medeiros agradecem igualmente a CAPES pelo auxílio a pesquisa e bolsa de Pós-doutoramento PNPd. Emanuelle Mattos agradece ao CNPq pela bolsa de Iniciação Científica.

8. REFERÊNCIAS

- Iwamoto, T., Tsuta, T. and Tomita, Y., Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics, *International Journal of Mechanical Sciences*, v. 40, pp. 173-182, 1998
- Iwamoto, T. and Tsuta, T., Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels, *International Journal of Plasticity*, Vol. 16, pp. 791-804, 2000.
- Miller, M.P. and McDowell, D.L., Modeling large strain multiaxial effects in fcc polycrystals, *International Journal of Plasticity*, Vol. 12, pp. 875-902, 1996.
- Moreira, L. P. and Ferron, G., Finite element implementation of an orthotropic plasticity model for sheet metal forming simulations. *Latin American Journal of Solids and Structures*, Vol. 4, pp. 149-176, 2007.
- Olson, G.B. and Cohen, M., Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6A, pp. 791-795, 1975.
- Serri, J., Martiny, M. and Ferron, G., Finite element analysis of the effects of martensitic phase transformation in TRIP steel sheet forming, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 47, pp. 884-991, 2005.
- Stringfellow, R.G., Parks, D.M. and Olson, G.B., A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 40, pp. 1703-1716, 1992.
- Takuda, H., Mori, K., Masachika, T., Yamazaki, E. and Watanabe, Y., Finite element analysis of the formability of an austenitic stainless steel sheet in warm deep drawing, *Journal of Materials Processing Technology*, Vols. 143-144, pp. 242-248, 2003.

9. 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

NUMERICAL ANALYSIS OF THE SHEET METAL FORMING OF STEELS WITH PHASE TRANSFORMATION EFFECTS

Luciano Pessanha Moreira, luciano.moreira@metal.eeimvr.uff.br¹

Sébastien Mercier, mercier@lpmm.sciences.univ-metz.fr²

Neil de Medeiros, neil@metal.eeimvr.uff.br¹

Marion Martiny, martiny@lpmm.sciences.univ-metz.fr²

Emanuelle Barbosa Mattos, emanu.mattos@gmail.com¹

¹Universidade Federal Fluminense, Av. dos Trabalhadores 420, CEP 27255-125, Volta Redonda, RJ

²Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, Université de Metz, Ile du Saulcy, 57045 Metz, France

Abstract. *This work presents numerical analyses of the forming of steels with phase transformation. In particular, steels with higher yield strength together with enhanced ductility such as TRIP steels (Transformation Induced Plasticity), which have a direct effect upon the strain-hardening rate delaying the localized necking and improving the formability. The deep-drawing test of an austenitic stainless steel sheet is adopted to evaluate the influence of the phase transformation effects upon the strains distributions, punch load and the limit drawing ratio. The sheet metal behavior is described by means of a phenomenological model which takes into account the TRIP effects as a function of the plastic strain, plastic strain-rate, temperature and the martensite volumetric fraction. The numerical simulations were performed with a commercial finite element code with the help of a user material subroutine. First, the numerical predictions of the 304 stainless steel showed a good agreement with the experimental data of the literature obtained from uniaxial tensile and compression tests as a function of the temperature. The numerical simulations of the deep-drawing test at room temperature pointed out that the limit drawing ratio of the 304 stainless steel sheet is largely affected due to the effects of strong biaxial stretching at the cylindrical cup bottom resulting from the phase transformation induced by plastic deformations which first take place near to die radius.*

Keywords: *deep drawing, TRIP steel, phase transformation, finite element method*