



**HAL**  
open science

## Etude du comportement des aciers à effet TRIP après pliage

Amar Boudedja, Aghilas Hannou, Madjid Almansba, Rabeh Ferhoum, Malek Habak

► **To cite this version:**

Amar Boudedja, Aghilas Hannou, Madjid Almansba, Rabeh Ferhoum, Malek Habak. Etude du comportement des aciers à effet TRIP après pliage. CFM 2022 - 25e Congrès Français de Mécanique, Aug 2022, Nantes, France. hal-04280070

**HAL Id: hal-04280070**

**<https://hal.science/hal-04280070v1>**

Submitted on 10 Nov 2023

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

# Etude du comportement des aciers à effet TRIP après pliage

**A. Boudedja<sup>a</sup>, A. Hannou<sup>a</sup>, M. Aalmansba<sup>a</sup>, R. Ferhoum<sup>a</sup>, M. Habak<sup>b</sup>**

<sup>a</sup>Laboratoire d'Élaboration, de Caractérisation des Matériaux et Modélisation (LEC2M),  
Université Mouloud Mammeri, 15000 TiziOuzou, Algeria, amarboudedja@gmail.com

<sup>b</sup>Laboratoire des Technologies Innovantes, Université de Picardie Jules Verne, Avenue des  
Facultés Le Bailly, 80001 Amiens Cedex 1, France. malek.habak@u-picardie.fr

## Résumé :

*Les aciers TRIP présentent une ductilité élevée et une forte résistance à la rupture. Cette propriété remarquable trouve son origine dans la transformation martensitique de l'austénite. Dans ce travail, une étude paramétrique pour valoriser le comportement mécanique et l'évolution de la microstructure (la transformation austénitique-martensitique) après déformation de l'acier TRIP (transformation-induced plasticity) 304 L dû au pliage en U a été étudié à température ambiante (25°). Afin de parvenir à la simulation des essais de pliage en U nous avons opté pour une approche phénoménologique en se basant sur le modèle développé par Iwamoto et al. Modifié par Sierra et Al. Pour inclure l'évolution de la microstructure (la transformation de l'austénite à la martensite) a été implémenté dans le logiciel de calcul par élément finis ABAQUS. Les résultats de la simulation montrent que la fraction volumique de la martensite est proportionnelle à la contrainte et est plus accentuée dans la zone tendue que dans la zone comprimée.)*

**Mots clefs : acier TRIP, modélisation, ABAQUS, pliage, fraction volumique.**

## 1 Introduction

Dans plusieurs industries, l'allégement des structures, la sécurité et la performance sont les objectifs majeurs à améliorer. De ce fait, le choix du matériau revêt une importance toute particulière. Du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques (une ductilité élevée et une forte résistance à la rupture), les aciers inoxydables austénitiques instables sont de bons candidats pour répondre à ces exigences industrielles. Ces propriétés sont dues notamment à la transformation martensitique induite lors des sollicitations thermomécaniques : effet SIMT (Strain Induced Martensite Transformation)[1]. Cette transformation provoque d'une part, une augmentation de la résistance mécanique, mais aussi une déformation plastique supplémentaire dans la direction de la contrainte appliquée plus connue sous le nom de plasticité de transformation TRIP (Transformation Induced Plasticity)[2],[3]. Cet écrouissage dû à la transformation favorise l'opération de mise en forme par déformation plastique car l'apparition de la striction s'en trouve retardée.

Plusieurs auteurs ont développé des modèles qui décrivent le comportement des aciers TRIP.[1] ont établi un modèle de la cinétique de la transformation induite par la déformation, dans lequel l'intersection des bandes de glissement dans l'austénite est considérée comme source de la transformation induite par déformation. Ce modèle a servi de base à de nombreux auteurs tels que Stringfellow [4] pour proposer un modèle qui décrit la plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par déformation dans les alliages non thermoélastiques.

Une autre évolution du modèle d'Olson et Cohen [1] et de sa généralisation par Stringfellow et al[4]. Est proposée par[5]. Cette dernière tient compte de la température (paramètre  $\alpha$ ) et de la vitesse de déformation de glissement équivalente dans l'austénite. L'influence de l'état de contraintes sur la cinétique de génération des bandes de glissement a été par la suite introduite par Iwamoto[6].

Ce travail est consacré à la simulation numérique du pliage en U des aciers à transformation de phase, dans le logiciel de calcul par élément finis ABAQUS[7], en se basant sur un modèle phénoménologique développé par Iwamoto et al. Modifié par Sierra et al en incluant l'évolution de la martensite. L'effet de ces paramètres (rayon de la matrice, rayon du poinçon) a été étudié, est comparé à des résultats expérimentaux pour validé notre modèle.

## 2 Equations du modèle

Dans cette étude, un modèle phénoménologique proposé par [8]qui décrit le comportement des aciers à effet TRIP et modifié par Sierra a été choisi. Il est basé sur les modèles proposés par Olson et Cohen [1]et Stringfellow [4]

Ces modèles permettent de prédire l'évolution de la fraction de la martensite formée en fonction de la déformation plastique. L'augmentation de la fraction Volumique des bandes de cisaillement  $\dot{f}^{sb}$  est décrite par la loi d'évolution (équation 1), les bandes de cisaillement sont régies par la contrainte plastique dans l'austénite.

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

$\dot{\epsilon}_{\alpha}^{pslip}$  est la vitesse de déformation de l'austénite due au glissement.

$\alpha$  est un paramètre dépendant de la température qui régit le taux de formation des bandes de cisaillement. Il est aussi dépendant de la triaxialité (équation 2).

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

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$  Sont des paramètres du matériau,  $T$  est la température,  $\Sigma = \frac{tr(\bar{\sigma})}{3\sigma}$  est le facteur de triaxialité,  $tr(\bar{\sigma})$  est le premier invariant de Cauchy et  $\bar{\sigma}$  est la contrainte équivalente.

Dans notre travail, le paramètre de la dépendance de la vitesse de déformation est ignoré car des simulations statique sont effectuées, pour cela le paramètre  $\alpha$  est donné par l'équation 3

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \text{ Avec } \alpha \geq 0 \quad (3)$$

Le taux de formation de la martensite  $f_m$ , formulé par Iwamoto dépend de la probabilité qu'une bande de cisaillement d'intersection formera un embryon martensitique tel que défini par Stringfellow et al. [4]

Afin d'éliminer la complexité introduite par la distribution de probabilité, Sierra et al. [9] ont simplifié le taux de formation de la martensite comme présenté dans l'équation 4.

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m) \dot{\varepsilon}_\alpha^{pslip} \quad (4)$$

Avec

$$A = \alpha \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (5)$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad \text{Avec } \eta \geq 0 \quad (6)$$

$\eta$  régit le taux de formation de la martensite et dépend de la triaxialité

$\eta_1$  Et  $\eta_2$  sont des constantes.

Iwamoto et al. [6] ont décomposé le taux de déformation plastique  $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$  en deux termes :  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$  induite par la déformation du glissement dans l'austénite et la martensite et  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans}$  induite par la transformation de l'austénite en martensite.

Le taux de déformation plastique induit par la transformation est ensuite décomposé en deux termes, l'un tient compte du changement de forme  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$  et l'autre de la dilatation volumique  $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$

$$\dot{\varepsilon}^p = \dot{\varepsilon}^{pslip} + \dot{\varepsilon}^{ptrans} = \dot{\varepsilon}^{pslop} + \dot{\varepsilon}^{pshape} + \dot{\varepsilon}^{pdilat} \quad (7)$$

Iwamoto et al. [6] ont effectué des essais de traction et de compression uniaxiaux sur les aciers inoxydables 304L et révèle que les courbes Contraintes-Déformations de traction et de compression sont asymétriques.

Miller et McDowell [10] ont proposé une fonction de rendement qui inclut le 3<sup>ème</sup> invariant de la contrainte déviatorique  $J_3$  afin d'exprimer l'asymétrie de la contrainte-déformation en traction et en compression des aciers inoxydables. Cette asymétrie est due au développement des microstructures sans transformation de phase permettant de décrire le résultat expérimental rapporté par Iwamoto et al. [6]

La fonction est donnée comme suite (équations 8-11) :

$$F = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \sigma^2 = 0 \quad (8)$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad (9)$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad (10)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}}} \quad (11)$$

$S_{ij}$  est le tenseur déviatorique de la contrainte de Cauchy

$\bar{\sigma}$  est la contrainte équivalente.

$k$  est le paramètre qui reflète le développement de la microstructure à l'intérieur du matériau.

La forme simplifiée de l'équation d'évolution de  $k$  proposé par Miller et McDowell [10] est la suivante (équation 12) :

$$\dot{k} = C_k (1 - k) \dot{\varepsilon}^{pslip} \quad (12)$$

Où  $C_k$  est une constante

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$  est le taux de déformation plastique équivalente du glissement des aciers TRIP.

Dans leur étude et afin de simplifier la condition d'élasticité, Sierra et al. [9] ont ignoré l'évolution de l'effet TRIP. Le comportement asymétrique est pris en compte dans le paramétré  $\eta$  dépendant de l'état de contrainte. Ils ont proposé une loi contrainte-déformation  $\bar{\sigma}_{am}(\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip})$  efficace basée sur la règle des mélanges [11] (équation 14).

$$F = \sigma - \sigma_{am} \quad (13)$$

$$\sigma_{am} = f^m \sigma_m(\bar{\epsilon}^{pslip}) + (1 - f^m) \sigma_a(\bar{\epsilon}^{pslip}) \quad (14)$$

Les indices a et m se réfèrent respectivement à l'austénite et à la martensite,

$\sigma_a$  contrainte effective de l'austénite.

$\sigma_m$  contrainte effective de martensite.

avec :

$$\sigma_m = \sigma_{ym} + c_{1m} \left\{ 1 - \exp(-c_{2m} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3m}} \quad (15)$$

$$\sigma_a = \sigma_{ya} + c_{1a} \left\{ 1 - \exp(-c_{2a} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3a}} \quad (16)$$

Où la limite d'élasticité  $\sigma_{ym}$  et  $\sigma_{ya}$  sont dépendantes de la température :

$$\sigma_{ya} = c_{4a} \exp(c_{5a} T) \quad (17)$$

$$\sigma_{ym} = c_{4m} \exp(c_{5m} T) \quad (18)$$

L'acier TRIP subit un comportement élasto-plastique. Si la fonction de charge est égale à zéro,  $\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$  correspond au taux de déformation plastique induit par la déformation de glissement. Sa forme est donnée par l'équation 19 :

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} = \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial \sigma} \quad (19)$$

Avec

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{3\bar{\sigma}}{2\sigma} \quad (20)$$

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pshape}$  et  $\dot{\bar{\epsilon}}^{pdilat}$  sont des tenseurs de la vitesse de déformation plastique induite par transformation, la première décrit le changement de forme, la seconde décrit le changement de volume. Leurs formules sont données par les équations 21 à 23.

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pshape} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial \bar{\sigma}} \quad (21)$$

$$R = R_0 + R_1 \left( \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (22)$$

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m \bar{1} \quad (23)$$

$R$  est un paramètre qui rend compte de l'ampleur de changement de forme,

$R_0$  et  $R_1$  sont des constantes,

$\sigma_{ya}$  Et la limite d'élasticité de la phase austénitique,

$\bar{1} = \delta_{ij}$  est la fonction delta de Kronecker.

## 2 Implémentation dans le code de calcul

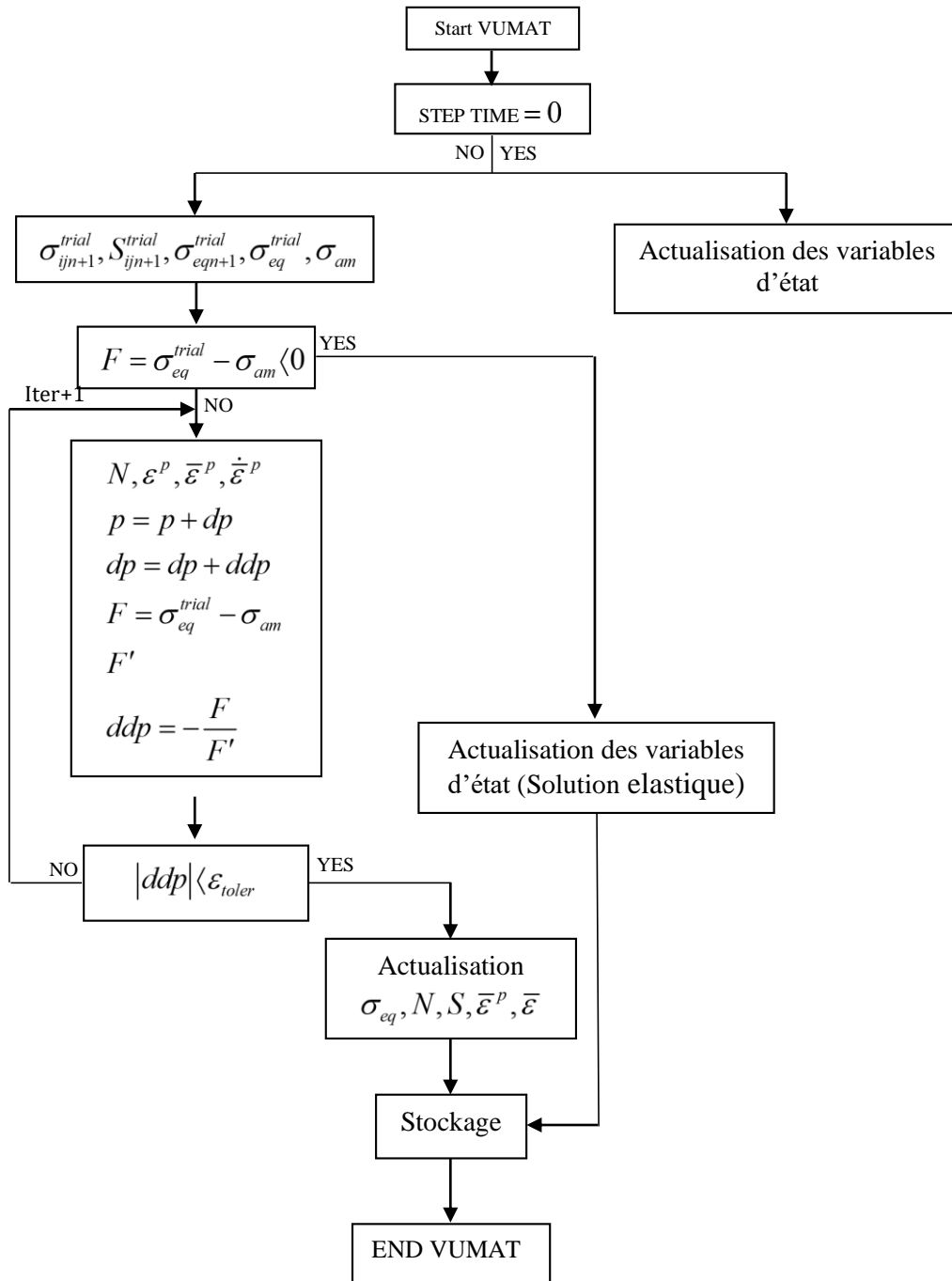


Fig. 1. Organigramme d'implémentation du modèle

## 4 Etude de l'influence des paramètres de mise en forme

Ce travail est basé sur la simulation numérique du procédé de formage par déformation plastique (pliage en U) en utilisant le code de calcul par éléments finis ABAQUS. Elle vise à étudier l'influence de certains paramètres de pliage sur le comportement mécanique des aciers TRIP tels que le rayon de la matrice, le rayon du poinçon.

Le modèle développé est utilisé pour simuler le comportement mécanique et la cinétique de transformation des aciers TRIP 304L à température ambiante (modèle 3D). Il a été mis en œuvre dans le logiciel de calcul ABAQUS/Explicite[7] au moyen d'une VUMAT[12] en utilisant le langage de programmation FORTAN en se basant sur celui développé par Sidhoum .Z [13]

Le principe de cette opération de pliage consiste à déformer une tôle en acier TRIP 304L maintenue fixe entre la matrice et le serre-flan, sous l'action d'un poinçon, afin d'obtenir un angle de pliage maximal de 90°. La maquette numérique représentée dans la figure 1 est en position initiale. Les outils sont considérés rigides, l'éprouvette est maillée par des éléments quadratiques à huit nœuds.

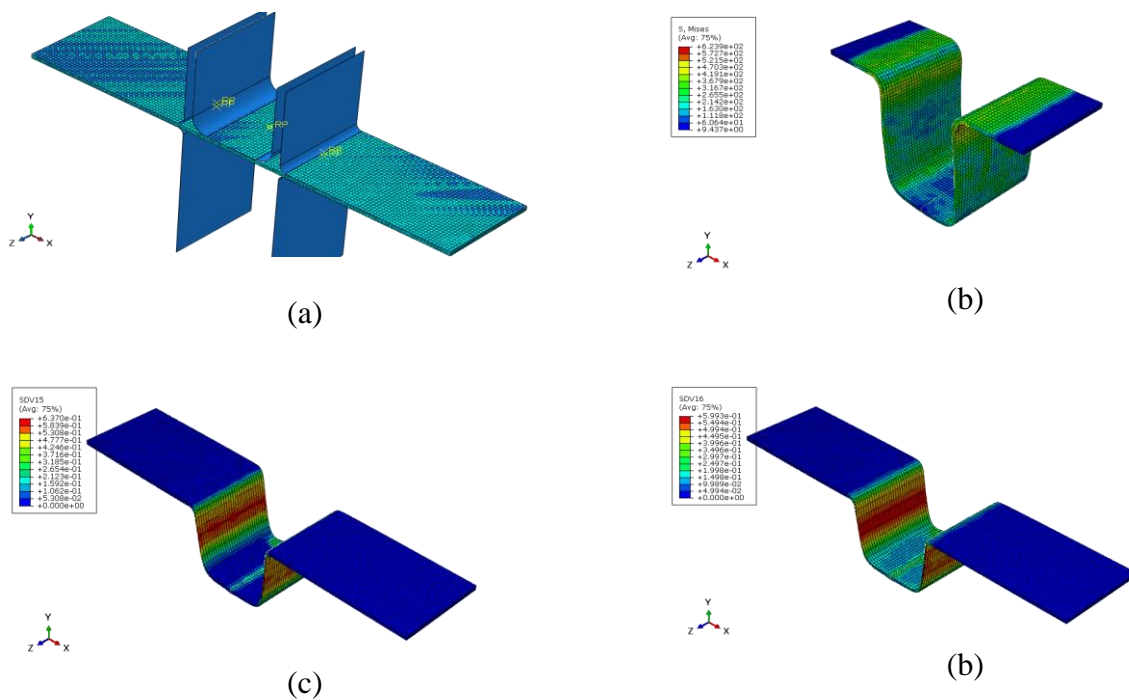


Fig. 2. Montre respectivement (a) la Maquette numérique du pliage. (b) la contrainte Mises. (c) la Variation de la fraction volumique de la martensite. (d) la déformation plastique dans l'éprouvette plié.

Nous avons étudié l'influence de quelques paramètres sur l'effet du pliage et le comportement de l'acier TRIP 304L ainsi que sur la formation de la martensite.

Les figures 4 et 5 montre les courbes force-déplacement et fraction volumique de la martensite pour différents rayons de la matrice, à une vitesse de  $0.05 \text{ mm s}^{-1}$ , un rayon du poinçon de 2 mm et un jeu de 1 mm.

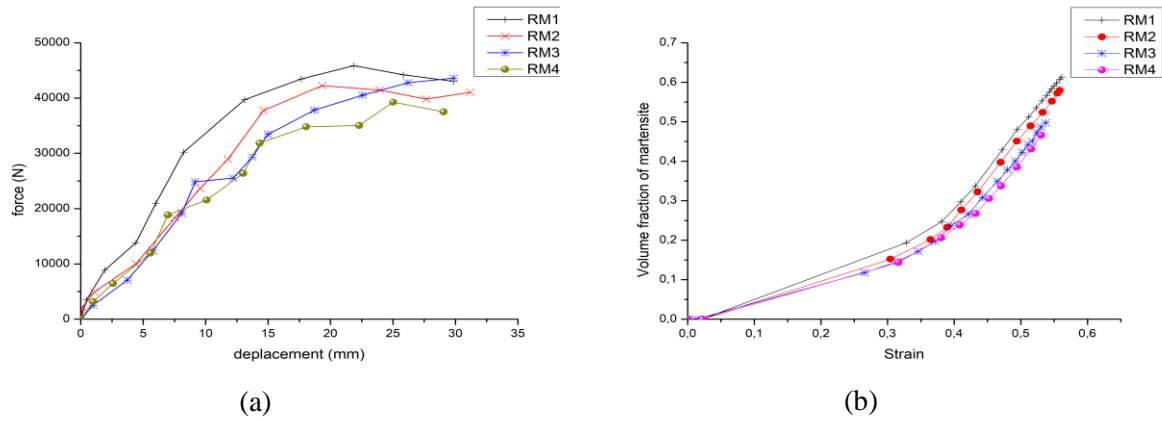


Fig. 3. (a) Courbe force-déplacement (b) fraction volumique de la martensite-déformation pour différent Rayon de la Matrice.

Les figures 6 et 7 montre les courbes force-déplacement et fraction volumique de la martensite pour différents rayons du poinçon, à une vitesse de  $0.05 \text{ mm s}^{-1}$ , un rayon de la matrice de 2 mm et un jeu de 1 mm.

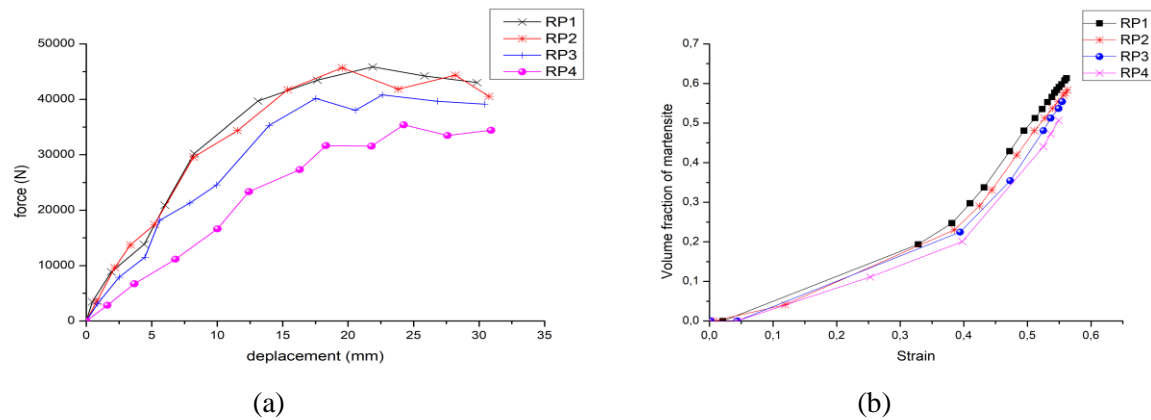


Fig. 4. (a) Courbe force-déplacement (b) fraction volumique de la martensite-déformation pour différent Rayon du poinçon.

Les figures 8 et 9 montre les courbes force-déplacement et fraction volumique de la martensite pour différents jeux entre la matrice et le poinçon, à une vitesse de  $0.05 \text{ mm s}^{-1}$ , un rayon de la matrice de 2 mm et un rayon du poinçon de 2



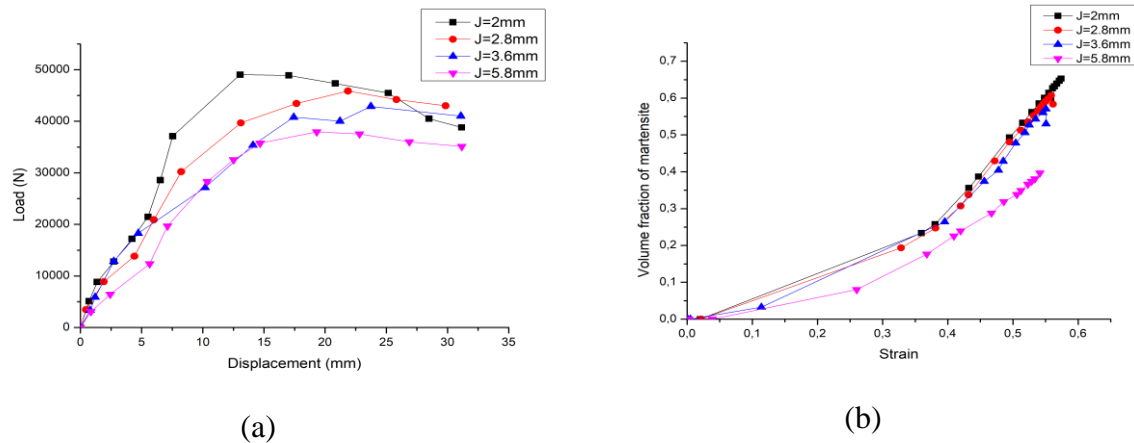


Fig. 5. (a) Courbe force-déplacement (b) fraction volumique de la martensite-déformation pour différents jeux.

## Conclusion

Les résultats de la simulation numérique développée montrent clairement que les courbes force-déplacement sont en accord avec les courbes de la variation de la fraction volumique de la martensite et que la transformation de l'austénite en martensite est plus concentrée dans la zone tendue générée par le pliage. Ainsi, ces résultats confirment la bonne capacité du modèle à prédire l'évolution du comportement mécanique des aciers à transformation de phase (transformation de l'austénite en martensite) (acier à effet TRIP).

Le modèle d'Iwamoto et al a été étendu pour inclure l'évolution de martensite et de simuler le pliage en U de l'acier TRIP 304L. La simulation numérique développée permet de prédire la fraction de la martensite formée et l'évolution de l'écroutissage dans la zone mise en forme. Il est à noter que :

La transformation est plus grande dans la zone pliée (**Figure 2**)

La fraction volumique de la martensite est plus importante dans la zone tendue en comparaison avec la zone comprimée (**Figure 2**).

L'ensemble de ces travaux laisse entrevoir quelques perspectives notamment dans la prise en compte de l'anisotropie dans la modélisation, lequel joue un rôle d'autant plus important que la transformation est fortement sensible à la direction de laminage des tôles, ainsi que l'effet de la température sur le comportement de notre matériau.

## Références

- [1] G. B. Olson et M. Cohen, « Kinetics of strain-induced martensitic nucleation », *MTA*, vol. 6, n° 4, p. 791-795, avr. 1975, doi: 10.1007/BF02672301.
- [2] Magee, C. L. and H. W. Paxton, « TRANSFORMATION KINETICS, MICROPLASTICITY AND AGING OF MARTENSITE IN FE-31 NI », 1966.
- [3] G. W. Greenwood, « The influence of crystal anisotropy on mechanical behaviour », *Journal of Materials Science*, vol. 39, n° 12, p. 3871-3875, juin 2004, doi: 10.1023/B:JMSC.0000031468.83551.e0.
- [4] R. G. Stringfellow, D. M. Parks, et G. B. Olson, « A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic

- steels », *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 40, n° 7, p. 1703-1716, juill. 1992, doi: 10.1016/0956-7151(92)90114-T.
- [5] Y. Tomita et T. Iwamoto, « Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 37, n° 12, p. 1295-1305, déc. 1995, doi: 10.1016/0020-7403(95)00039-Z.
- [6] T. Iwamoto, T. Tsuta, et Y. Tomita, « Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in trip steels and modelling of transformation kinetics », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 40, n° 2-3, p. 173-182, févr. 1998, doi: 10.1016/S0020-7403(97)00047-7.
- [7] « Abaqus/CAE User's Guide », p. 1146.
- [8] T. Iwamoto, « Computational simulation on deformation behavior of CT specimens of TRIP steel under mode I loading for evaluation of fracture toughness », *International Journal of Plasticity*, vol. 18, n° 11, p. 1583-1606, nov. 2002, doi: 10.1016/S0749-6419(02)00030-X.
- [9] R. Sierra et J. A. Nemes, « Investigation of the mechanical behaviour of multi-phase TRIP steels using finite element methods », *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 50, n° 4, p. 649-665, avr. 2008, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2008.01.005.
- [10] M. P. Miller et D. L. McDowell, « Modeling large strain multiaxial effects in FCC polycrystals », *International Journal of Plasticity*, vol. 12, n° 7, p. 875-902, 1996, doi: 10.1016/S0749-6419(96)00032-0.
- [11] J. Serri, « Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique: applications à la mise en forme », p. 208.
- [12] « Abaqus User Subroutines Reference Guide », p. 647.
- [13] Z. Sidhoum, R. Ferhoum, M. Almansba, R. Bensaada, M. Habak, et M. Aberkane, « Experimental and numerical study of the mechanical behavior and kinetics of the martensitic transformation in 304L TRIP steel: applied to folding », *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 97, n° 5-8, p. 2757-2765, juill. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2154-z.