

# Caractérisation et modélisation de la transformation martensitique dans l'acier austénitique instable 301

A. ZINBI, A. BOUCHOU, M. CALIEZ, C. GONTIER

ENI Val de Loire, LMR EA 2640, Rue de la Chocolaterie 41 000 Blois France

## Résumé :

*Cette étude concerne un acier inoxydable austénitique instable AISI 301 fourni à l'état écroui. L'utilisation envisagée pour ce type d'acier comme pièce de structure nécessite une connaissance de la distribution de la martensite en tout point de la pièce. C'est une information importante aussi bien pour la mise en forme que pour l'étude de la tenue en service. Les essais mécaniques sont réalisés à deux vitesses de sollicitations suivant différentes orientations. La mesure de la phase martensitique ferromagnétique nouvellement formée est réalisée à l'aide d'un Ferritoscope et par Diffraction des Rayon X (DRX). Un modèle phénoménologique prenant en compte l'effet de la transformation martensitique sur le comportement plastique a été implanté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit. Une étude de l'influence de cet effet est réalisée dans le cas d'un essai de mise en forme par pliage. Un bon accord est observé sur l'ensemble de résultats des simulations numériques avec l'expérience.*

## Abstract :

*This study concerns a cold rolled sheets of a metastable stainless steel (AISI 301). The under consideration use for this type of steel as structure requires a knowledge of the martensite distribution in any point of the components. It is an important information for forming operations as well as behaviour in service. The mechanical tests are performed at two strain rate and different orientations. The measurement of the new-formed ferromagnetic martensitic phase is done with Ferritescope and by X-ray diffraction (XRD). A phenomenologic model taking into account the effects of the martensitic transformation on the plastic behavior has been implemented in the Abaqus/Explicit finite element code. A study of the influence of these this effect is carried out in the case of forming by bending. A good agreement is observed between simulations and experimental results.*

**Mots clefs :** TRIP, SIMT, Martensite, Austénite, pliage, Acier inoxydable

## 1 Introduction

Les aciers inoxydables austénitiques présentent à température ambiante un bon compromis entre résistance mécanique et allongement. Une particularité de certains aciers inoxydables austénitiques est d'être sujet à une transformation de la phase austénitique ( $\gamma$ ) en phase martensitique ( $\alpha'$ ) (Quadratique Centrée) induite par la déformation plastique : effet SIMT (Strain Induced Martensitic Transformation) ([1]). La martensite créée porte le nom de martensite d'écrouissage. Cette martensite induite par la déformation provoque un accroissement de la résistance mécanique, mais aussi une déformation plastique supplémentaire dans la direction de la contrainte appliquée connue sous la nom de plasticité de transformation (effet TRIP pour TRansformation Induced Plasticity [2] [3]).

En dessous de la température  $T_0$  (figure 1), l'austénite se transforme en martensite uniquement si la force motrice de transformation est suffisante, c-à-d la différence entre les énergies libres de l'austénite et de la martensite est égale à la barrière d'activation  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$  de la transformation  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Par conséquent, la transformation spontanée au refroidissement de l'austénite en martensite a lieu à la température  $M_s$  (martensite start). Pour des températures supérieures à  $M_s$  ( $M_s < T < T_0$ ), la force motrice de la transformation n'atteint pas la valeur fixée par  $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ ; dans ces conditions, l'austénite est dans un état métastable. À la température  $T_1$ , l'écart d'énergie libre ( $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'} - \Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ ) nécessaire à la transformation peut être compensé par l'apport d'une force motrice  $W_p$ , d'origine mécanique, générée par l'application d'un effort extérieur.

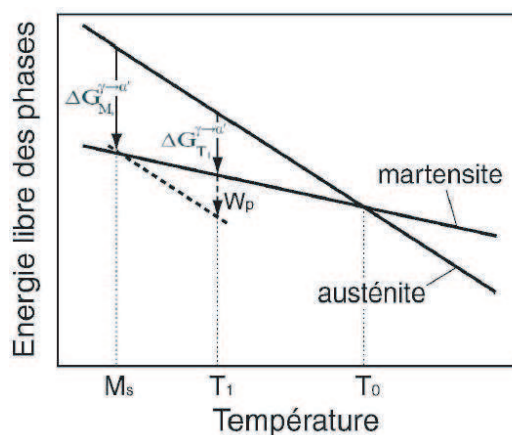


FIG. 1 – Energies libres de l'austénite et de la martensite

## 2 Procédures expérimentales

### 2.1 Matériau :

Le matériau étudié est un acier austénitique instable de la famille AISI 301. La composition chimique de l'acier est donnée dans le tableau 1.

ACIER	C	Mn	P	S	Ni	Cr	Si	Mo	N
301	0.104	1.13	0.021	0.001	6.55	16.7	1.01	0.69	0.067

TAB. 1 – Composition chimique de l'acier inoxydable austénitique 301 en pourcentage massique

Le caractère inoxydable de cet acier est dû à la teneur en chrome supérieur à 12% qui permet la formation en surface d'une couche d'oxyde protectrice. Le nickel et le manganèse sont des éléments gammagènes qui stabilisent la phase austénitique même à température ambiante.

La faible teneur en nickel (6.55%) comparativement aux autres nuances, favorise la transformation en martensite sous l'effet d'une déformation plastique.

### 2.2 Essais mécaniques

Des essais de traction sont réalisés afin de caractériser le comportement mécanique et la transformation martensitique induite par déformation plastique. Les éprouvettes ont été découpées par électro-érosion dans une tôle d'épaisseur 0.5mm suivant trois directions : selon la direction de laminage (0DL), à 45° de la direction de laminage (45DL) et selon le sens transverse (90DL).

Le suivi de la température de l'éprouvette a été réalisé au moyen d'un thermocouple (chromel-alumel type K) collé au centre de l'éprouvette. Les mesures des déformations ont été réalisées à l'aide d'un extensomètre placé au centre de l'éprouvette.

La quantité de martensite est mesurée avec deux appareils :

- Par ferritoscope (Helmut Fischer GmbH, model MP3C), cet appareil fonctionne par induction magnétique, il mesure la perméabilité magnétique et ainsi restitue le taux de la phase ferritique. Les mesures avec le ferritoscope sont des valeurs moyennes sur plusieurs points.
- Par Diffraction des Rayon X

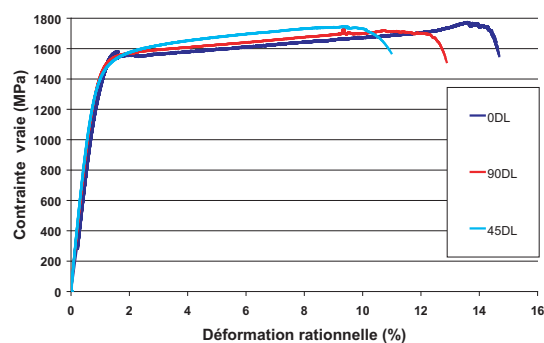
## 3 Résultats des essais et discussion

### 3.1 Comportement et cinétique de la transformation martensitique en traction

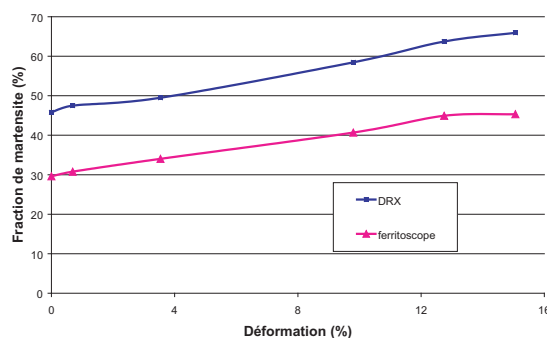
Nous nous sommes intéressés dans cette partie à caractériser le comportement mécanique du matériau sous différentes directions de charge. Les essais de tractions sont réalisés à vitesse de déformation constante ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4}/s$ ) sur les trois types éprouvettes précédemment définies (0DL, 45DL, 90DL) (figure 2(a)).

Les courbes de traction montrent un comportement mécanique dépendant de l'orientation du matériau. Ce comportement est donc relativement anisotrope dans le plan. L'écart maximum de comportement se trouve entre la direction de laminage et la direction à 45DL, le comportement transversal étant très proche de celui de la direction de laminage.

La figure 2(b) représente la cinétique de la fraction de martensite formée (dans le sens de laminage 0DL) en



(a) Courbes expérimentales de traction à différentes directions de chargement (0DL, 45DL, 90DL)



(b) Cinétique de la transformation martensitique dans la direction de laminage (0DL)

FIG. 2 – Contrainte vs déformation et fraction de martensite vs déformation en traction

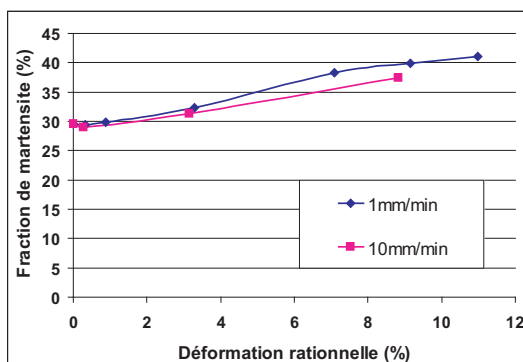
fonction de la déformation. On constate une différence des résultats obtenues avec les deux appareils de mesure ; pour retrouver la teneur de martensite  $\alpha'$ , les valeurs données par le ferritoscope seront converties avec un facteur de corrélation de 1,47. Dans la littérature, il est utilisé un facteur de 1,7 pour AISI 301LN recuit [4].

La transformation martensitique de AISI 301 (laminage à froid puis écrouissage en traction) a permis une amélioration des propriétés mécaniques. Les fortes valeurs de la limite élastique ainsi que la résistance mécanique permettent l'utilisation de ces matériaux comme des pièces à réserve élastique (ressort) dans le secteur automobile.

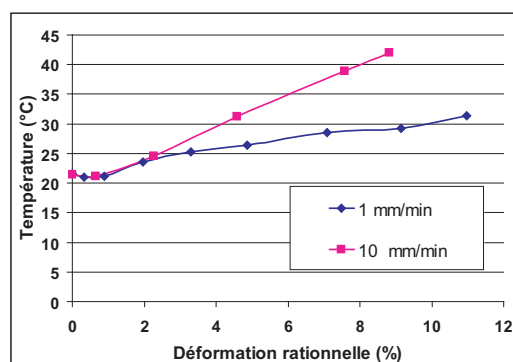
### 3.2 Influence de la vitesse sur la cinétique de la transformation martensitique

Afin d'étudier l'influence de la vitesse de déformation sur la cinétique de la transformation martensitique, un deuxième essai a été réalisé à 10mm/min ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3}/s$ ).

Les résultats sont comparés avec ceux obtenus pour 1mm/min ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4}/s$ ). La figure 3(a) représente l'évolution de la fraction martensitique formée en fonction de la déformation à température ambiante, pour les deux vitesses de sollicitation.



(a) Evolution à température ambiante de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation pour deux vitesses de déformation.



(b) Evolution de la température des éprouvettes en fonction de la vitesse de déformation.

FIG. 3 – Cinétique de la transformation et variation de température pour deux vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4}/s$  et  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3}/s$ )

Pour les faibles déformations (jusqu'à  $\epsilon = 3\%$ ), la fraction de martensite formée est la même pour les deux vitesses. Pour les grandes déformations, la fraction de martensite formée est plus importante pour les faibles vitesses de déformation.

Afin d'expliquer cette différence de cinétique de transformation, nous avons effectué dans les deux cas un suivi de la température des éprouvettes pendant la déformation. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 3(b).

Dans le cas de la faible vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4}/s$ ), la température de l'éprouvette ne varie

pas significativement. Elle est de 22°C au début de l'essai et atteint 32°C à la fin de l'essai. A l'inverse, la température de l'éprouvette dans le cas de la forte vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3}/s$ ) évolue rapidement et passe de 22°C au début de l'essai à  $T = 42^\circ\text{C}$  au moment de la rupture.

Dans le cas des fortes vitesses de déformation, la chaleur latente de formation de la martensite et la chaleur liée à la déformation plastique deviennent importantes et limite la transformation de phase.

## 4 Simulation de la mise en forme en pliage

### 4.1 Modèle de comportement élastoviscoplastique

Les tôles métalliques sont obtenues généralement par laminage. Elles présentent ainsi une texture caractérisée par une orientation privilégiée des grains constituant le matériau. Cette texture donne à la tôle un comportement plastique particulier. En effet, le seuil de plasticité en contrainte varie en fonction de la direction de chargement. Cet aspect de l'anisotropie, appelée également anisotropie initiale, est d'un point de vue théorique pris en compte à travers le critère de plasticité. Le choix effectué est de modéliser l'anisotropie plastique initiale par la surface quadratique de Hill [5], définie par :

$$J_2(\underline{\sigma}, \underline{X}) = \sqrt{(\underline{\sigma}_d - \underline{X}) : \mathbb{H} : (\underline{\sigma}_d - \underline{X})} \quad (1)$$

$\mathbb{H}$  est un tenseur d'ordre quatre contenant les six paramètres d'anisotropie de Hill : F, G, H, L, M et N. où  $\underline{\sigma}_d$  le tenseur des contraintes déviatoriques,  $\underline{X}$  le tenseur associé à l'écrouissage cinématique. La surface de charge du matériau biphasé est une fonction du deuxième invariant du tenseur des contraintes déviatoriques :

$$f = J_2(\underline{\sigma}, \underline{X}) - \sigma_y \quad (2)$$

Le seuil d'écoulement initial  $\sigma_y$  est choisi égal à la limite d'élasticité en traction simple suivant la DL.

L'écrouissage cinématique  $X$  est composé en deux contributions non-linéaires :

la première ( $X_1$ ) représente l'état de la tôle de laminage et évolue avec la déformation inélastique déviatorique du matériau.

$$\dot{X}_{1ij} = C_1 \cdot \dot{\epsilon}_{ij}^{ppt} - \gamma_1 \cdot X_{1ij} \cdot \dot{p} \quad (3)$$

Dans le second écrouissage cinématique du modèle ( $X_2$ ), le paramètre  $C_2$  évolue avec la fraction de martensite (tableau 2). Compte tenu de la figure 2(b), on opte pour une relation de dépendance linéaire entre la fraction de martensite et la vitesse de déformation plastique cumulée (équation 5)

$$\dot{X}_{2ij} = C_2 \cdot \dot{\epsilon}_{ij}^{ppt} - \gamma_2 \cdot X_{2ij} \cdot \dot{p} \quad (4)$$

$$\dot{f}_m = k \cdot \dot{p} \quad (5)$$

$\sigma_y=870 \text{ MPa}$ ; $\epsilon^B = 0.029$	$H=0.488$ ; $G=0.512$ ; $F=0.382$
$C1=210 \text{ GPa}$ ; $\gamma_1=540$ ; $\gamma_2=30$	$L=M=N=3/2$ ; $k=1.2$
$C20=56.4 \text{ GPa}$ ; $C21=20 \text{ GPa}$	$C2=C20+C21 \cdot \int \dot{f}_m$

TAB. 2 – Coefficients du modèle

La vitesse de déformation totale est décomposée comme suit :

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{ij}^{in} \quad (6)$$

où  $\dot{\epsilon}_{ij}^e$  est la déformation élastique.

La vitesse de déformation inélastique globale  $\dot{\epsilon}_{ij}^{in}$  est définie par la somme de vitesse de déformation de Bain  $\dot{\epsilon}_{ij}^B$  (équation 8) et la vitesse de déformation de l'agrégat  $\dot{\epsilon}_{ij}^{ppt}$  (équation 9).

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{in} = \dot{\epsilon}_{ij}^B + \dot{\epsilon}_{ij}^{ppt} \quad (7)$$

avec

$$\dot{\epsilon}_{ij}^B = \dot{f}_m / 3 \cdot \epsilon^B \cdot \delta_{ij} \quad (8)$$

et

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{ppt} = \frac{3}{2} \cdot \frac{\mathbb{H} : (\underline{\sigma}_d - \underline{X})}{J_2} \cdot \dot{p} \quad (9)$$

## 4.2 Intégration du modèle dans le code de calcul Abaqus

La simulation de mise en forme est effectuée à l'aide de la version 6.5 du logiciel de calcul par éléments finis Abaqus. Le modèle de comportement a été implanté dans le code Abaqus/Explicit au moyen du sous-programme utilisateur VUMAT (VUser MATerial). Le feuillard est considéré comme un solide bidimensionnel déformable, avec un maillage obtenu par des éléments linéaires à quatre nœuds de type CPE4R, avec six éléments dans l'épaisseur (figure 4). La figure 4 montre la forme des outils utilisés pour la simulation de pliage en V. Le poinçon, le serre-flan et la matrice sont considérés comme des corps rigides. Le principe de cette opération de pliage consiste à déformer une tôle, maintenue fixe entre la matrice et le serre flan, sous l'action d'un poinçon. Sous l'effet du déplacement du poinçon, la tôle se déforme contre la matrice qui l'oblige à prendre la forme requise.

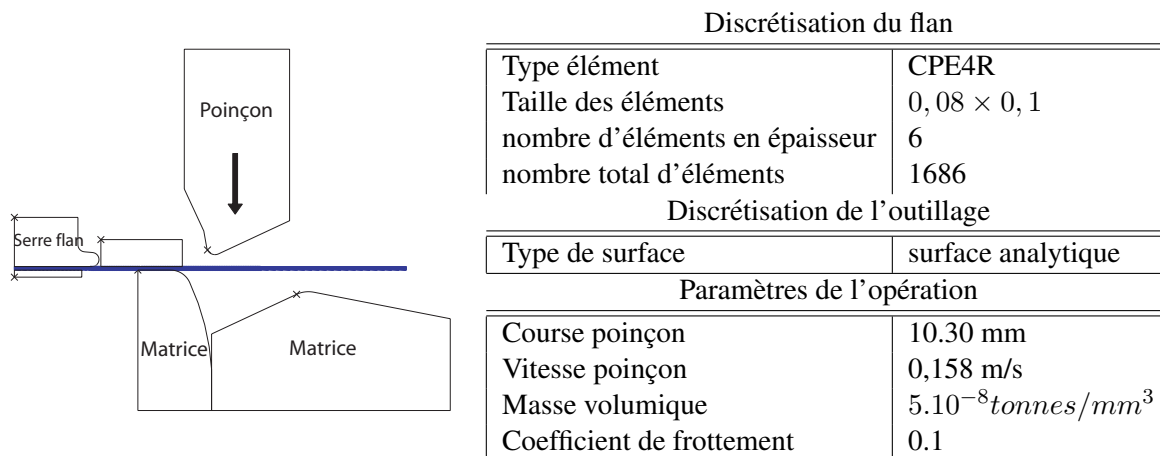


FIG. 4 – outils utilisés et paramètres de la simulation nominale

## 4.3 Résultats et discussions des simulations numériques

Nous avons représenté sur les figures 5(a) et 5(b) respectivement l'évolution de la contrainte de von Mises et la fraction martensitique. On observe une concentration de cette contrainte au niveau de la zone pliée où les déformations plastiques équivalentes sont très importantes (donc teneur importante de la martensite). La valeur maximale de la contrainte de von Mises qui a été obtenue est de 1670 MPa, valeur inférieure à la contrainte à rupture.

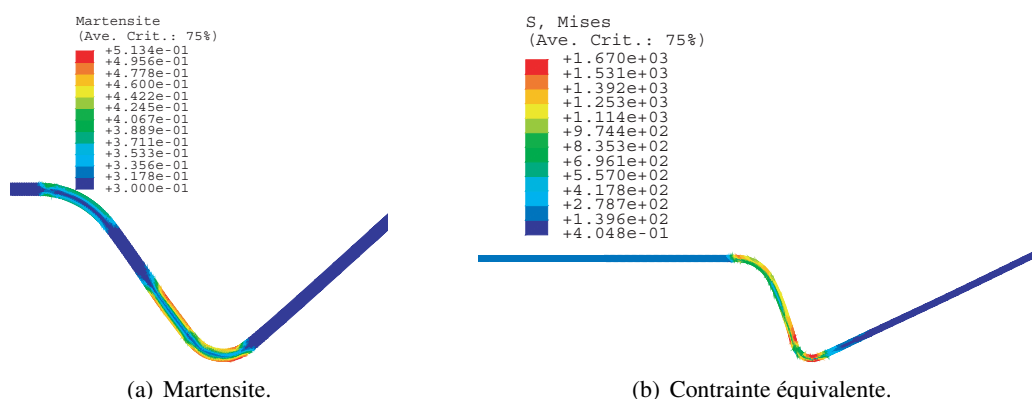


FIG. 5 – Distribution de la fraction volumique de martensite et de la contrainte.

### 4.3.1 Simulation de retour élastique et paramètres clés associés

Lors de la libération des contacts de la pièce avec la matrice, le poinçon et le serreflan, donc lors du changement des conditions aux limites, la redistribution des contraintes consecutive entraîne des déformations élastiques qui se manifestent par un changement notable de la géométrie de la pièce. La zone déformée en traction tend à diminuer de longueur alors que celle en compression est soumise à l'effet inverse (figure 6(a)). La pièce a donc tendance à s'ouvrir lors du retrait de l'outillage (figure 6(b)).

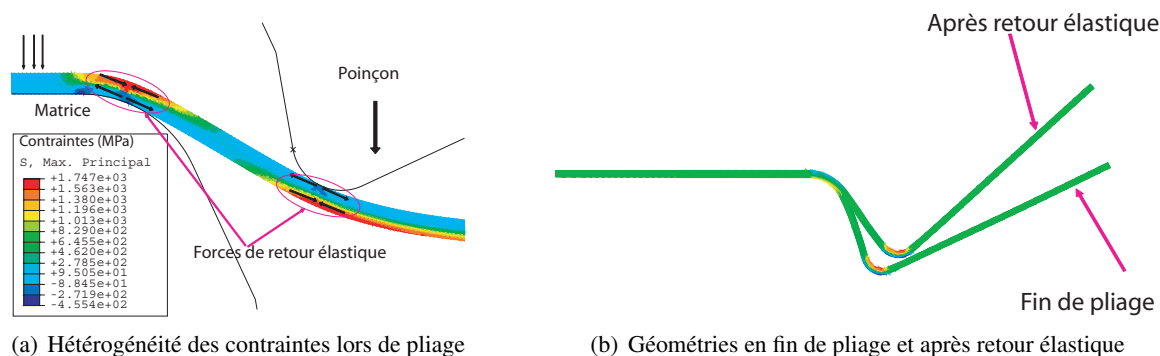


FIG. 6 – Différentes séquences de simulation de pliage et apparition du phénomène du retour élastique

### 4.3.2 Validation de la simulation par l'expérience

Pour valider la simulation numérique, notamment la prédiction de l'effet du retour élastique, la géométrie de la pièce virtuelle est comparée avec celle obtenue réellement lors de l'expérience avec les mêmes conditions de mise en forme (les mesures ont été réalisées à l'aide d'un projecteur de profil). La comparaison faite en superposant deux images à la même échelle (voir figure 7) est satisfaisante et valide la simulation du pliage et du retour élastique.

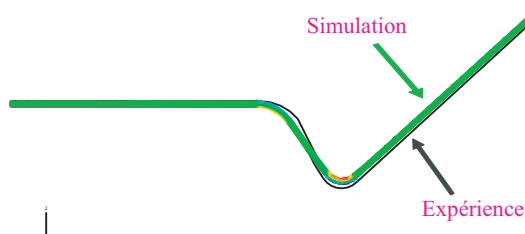


FIG. 7 – Comparaison visuelle de la géométrie de l'embouti réel (dissiné) et de la pièce virtuelle

Un bon accord est observé sur l'ensemble de résultats des simulations numériques avec l'expérience. Ceux-ci confirment la bonne capacité du modèle élastoviscoplastique à prédire le comportement des aciers à transformation martensitique, de part la prise en compte de la microstructure du matériau et des paramètres physiques.

## 5 Conclusion

Ce travail nous a permis d'étudier le comportement mécanique de l'acier austénitique instable 301 en caractérisant la transformation martensitique induite par la déformation. Ce comportement est sensible à la vitesse de déformation : les fractions de martensite formées sont d'autant plus importantes que la vitesse de déformation est faible. Les résultats de simulation de pliage avec ce modèle élastoviscoplastique sont en accord avec l'expérience concernant le comportement mécanique et la cinétique de transformation martensitique. La prise en compte du phénomène de la localisation des déformations est très importante dans les applications industrielles de mise en forme de tôle mince. Actuellement, des essais de mesure de déformation par champ sont en cours ainsi que l'intégration d'une loi à transition d'échelle.

## Références

- [1] Hedstrom P. Deformation and Martensitic Phase Transformation in Stainless Steels. PhD thesis, Lulea University of Technology Sweden, 2007.
- [2] Greenwood G. and Johnson R. The deformation of metals under small stresses during phase transformation. Proc. Roy. Soc., A283, 403–422, 1965.
- [3] Magee. C. L. Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni. PhD thesis, 1966.
- [4] Talonen J., Nenonen P., Pape G., and Hänninen H. Effect of strain rate on the strain induced martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels. Metallurgical and Materials Transactions A, pages 421–431, 2005.
- [5] R. H. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals,. Proc. Royal Soc., A 193, 281–297, 1948.