Science Arts & Métiers (SAM)

is an open access repository that collects the work of Arts et Métiers Institute of Technology researchers and makes it freely available over the web where possible.

This is an author-deposited version published in: https://sam.ensam.eu
Handle ID: .http://hdl.handle.net/10985/26446

To cite this version :

Gérald FRANZ, Farid ABED-MERAIM, Tarak BEN ZINEB, Marcel BERVEILLER - Approche micromécanique de l'influence des trajets de déformations sur la limite de formabilité des aciers - In: 17ème Congrès Français de Mécanique, France, 2005-07-29 - Actes du 17ème Congrès Français de Mécanique - 2005

Any correspondence concerning this service should be sent to the repository Administrator : scienceouverte@ensam.eu

Arts et Métiers Institute of Technology

Approche micromécanique de l'influence des trajets de déformations sur la limite de formabilité des aciers

Gérald Franz, Farid Abed-Meraim, Tarak Ben Zineb, Marcel Berveiller

Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) – UMR CNRS 7554 ENSAM
4 rue Augustin Fresnel
57078 METZ CEDEX 3

Résumé :

Une loi élastoplastique monocristalline basée sur une description micromécanique est formulée en grandes déformations. La méthode autocohérente permet d'obtenir la loi macroscopique qui est couplée au critère de Rice afin de prédire l'apparition des instabilités. Des CLF sont tracées pour des trajets monotones ou complexes. Les résultats obtenus sont en accord avec des observations expérimentales.

Abstract :

An elastic-plastic single-crystal behaviour based on a micromechanical description is formulated in large strains. Self-consistent model leads to macroscopic behaviour. This one is coupled with Rice criterion to predict the apparition of instabilities. FLD are plotted for monotonic or complex loadings. The results agree with experimental observations.

Mots clefs :

Courbe Limite de Formage ; Instabilités plastiques ; Plasticité cristalline

1 Introduction

Les procédés de mise en forme des métaux par déformation plastique (tel que l'emboutissage, le forgeage, etc.) occupent une place importante dans les différents moyens de travail des matériaux, et ce, pour des secteurs variés tels que l'industrie automobile, l'aéronautique, l'alimentaire, ou encore l'électroménager. Ils présentent l'avantage de produire de grandes séries de pièces dont les formes peuvent être relativement complexes, tout en minimisant la quantité de matière utilisée, et ceci avec de fortes cadences.

L'apparition de la striction et la rupture au cours de l'opération d'emboutissage figurent parmi les principaux phénomènes limitant les déformations maximales admises par le matériau. Généralement, ces phénomènes sont liés à la structure des matériaux ainsi qu'aux conditions de sollicitation. Afin de caractériser l'aptitude au formage d'un matériau, et ce pour différents modes de déformation, Keeler [1] [2] et Goodwin [3] ont introduit la notion de Courbe Limite de Formage (CLF). Cette représentation permet de délimiter les zones de réussite et d'échec, dans le domaine des déformations principales du plan de la tôle, lors d'une opération de mise en forme.

Ces courbes étaient d'abord obtenues suite à de nombreux essais mécaniques, ce qui impliquait un fort coût de réalisation. Afin de limiter les coûts d'une telle campagne expérimentale, qui ne permet pas d'obtenir tous les trajets possibles, de nombreuses études théoriques ont permis d'aboutir à la simulation numérique de ces courbes. Les résultats de tous ces travaux montrent que cette représentation est fortement dépendante du chemin de déformation, ce qui suppose qu'elle doit être déterminée pour chaque type de trajet de déformation. L'idée d'Arrieux [4] fut de rechercher une représentation indépendante du trajet de déformation, ce qui donna naissance aux courbes limites de formage en contraintes.

L'objectif de cette étude va donc être de simuler numériquement des CLF représentées aussi bien dans le repère des déformations principales que dans celui des contraintes principales. Pour cela, un modèle

monocristallin couplé à la technique de transition d'échelle auto-cohérente sera utilisé. Le critère d'instabilité choisi découle de la théorie de bifurcation développée par Rudnicki et Rice [5]. L'influence de certains paramètres tels que les trajets de déformation ou l'anisotropie initiale sur le tracé des deux types de CLF sera également étudiée.

2 Modélisation micromécanique du comportement élastoplastique

2.1 Loi de comportement locale

2.1.1 Domaine de validité du modèle

Le comportement du cristal est supposé élastoplastique et la déformation plastique est uniquement due au glissement cristallographique, c'est pourquoi les autres modes de déformation tels que le maclage ou la transformation de phase ne seront pas pris en compte.
Les matériaux étudiés présentent un réseau cristallin cubique centré, les systèmes de glissement seront donc de la forme <111>{110} et <111>{112}.
Ce modèle est basé sur des travaux antérieurs menés notamment par Iwakuma et Nemat-Nasser [6] et complété par les avancées de ces dernières années [7] [8].

2.1.2 Conditions cinématiques

Le gradient de la vitesse g peut se décomposer en une partie symétrique d correspondant au taux de déformation totale et une partie antisymétrique w correspondant au taux de rotation totale :

$$g = d + w \tag{1}$$

Ces deux tenseurs peuvent eux-mêmes se décomposer en une partie élastique et une partie plastique. La partie plastique pourra s'exprimer en fonction de la vitesse de glissement du système (g), d'après l'hypothèse faite précédemment sur l'origine de ces déformations :

$$\begin{aligned} d^p &= \sum_g R^g \dot{\gamma}^g, \quad R^g = sym(\vec{m} \otimes \vec{n}) \\ w^p &= \sum_g S^g \dot{\gamma}^g, \quad S^g = antisym(\vec{m} \otimes \vec{n}) \end{aligned} \tag{2}$$

Pour un système de glissement (g), nous pouvons définir la valeur de la cission résolue τ^g sur ce système ainsi que son évolution :

$$\begin{aligned} \tau^g &= \sigma : R^g \\ \dot{\tau}^g &= \hat{\sigma} : R^g \end{aligned} \tag{3}$$

Où τ^g est la cission résolue sur le système de glissement (g), σ la contrainte de Cauchy et $\hat{\sigma}$ la dérivée corotationnelle par rapport au réseau cristallin de la contrainte de Cauchy.

La formulation classique de l'activité d'un système de glissement est définie par :

$$\begin{aligned} &\dot{\gamma}^g = 0 \ si \ \tau^g < \tau_c^g \ (systèmes \ inactifs) \\ &\dot{\gamma}^g = 0 \ si \ \tau^g = \tau_c^g \ et \ \dot{\tau}^g < \dot{\tau}_c^g \ (systèmes \ potentiellement \ actifs) \\ &\dot{\gamma}^g > 0 \ si \ \tau^g = \tau_c^g \ et \ \dot{\tau}^g = \dot{\tau}_c^g \ (systèmes \ actifs) \end{aligned} \tag{4}$$

Ces relations peuvent se traduire par une formulation inspirée de la viscoplasticité mais dont la dépendance à la vitesse a été supprimée :

$$\dot{\gamma}^g = k^g \dot{\tau}^g$$
$$k^g = \frac{1}{8H^{gg}}\left(1+th\left(k_0\tau^g\right)\right)\left(1+th\left(k_1\left(\frac{\tau^g}{\tau_c^g}-1\right)\right)\right)\left(1+th\left(k_2\dot{\tau}^g\right)\right) \quad (5)$$

Où τ_c^g est la cission critique du système de glissement (g), H^{gg} est le terme d'auto-écrouissage et k_0, k_1, k_2 sont des paramètres numériques qui sont fixés et qui restent constants durant tout le calcul. En général, k_0 et k_2 valent 1 et k_1 vaut 20.

2.1.3 Ecrouissage microscopique

Le glissement sur un système engendre généralement de l'écrouissage sur tous les systèmes de glissement, ce qui peut se traduire une relation entre l'évolution de la cission critique sur un système de glissement (g) et la vitesse de glissement plastique de l'ensemble des systèmes actifs :

$$\dot{\tau}_c^g = H^{gh}\dot{\gamma}^h \quad (6)$$

La matrice d'écrouissage s'exprime de la façon suivante :

$$H^{gh} = \frac{\alpha\mu}{2}\frac{a^{gh}\left(\frac{1}{L^h}-2y_c\rho^h\right)}{\sqrt{a^{gk}\rho^k}} \quad (7)$$

2.2 Transition d'échelle

Ce procédé permet de traduire directement la microstructure et le comportement local en terme de comportement global.
Le modèle utilisé ici est le modèle auto-cohérent. Il a été tout d'abord développé par Kröner [9] puis amélioré par Hill [10] et bien d'autres. Ce type de modélisation est basé sur un calcul réalisé par Eshelby [11] concernant les interactions entre une inclusion de forme ellipsoïdale déformée élastiquement et son voisinage représenté par une matrice infinie.

3 Critère d'instabilité plastique

Le critère utilisé repose sur la théorie de la bifurcation développée par Rudnicki et Rice. La localisation de la déformation est décrite comme une instabilité plastique particulière dans le processus de déformation et correspond à la possibilité d'une bifurcation conduisant à la création d'une bande d'épaisseur e.
Cette bifurcation provient d'une singularité au niveau de la loi de comportement. Une condition de localisation est la perte d'ellipticité du module tangent. Cette condition peut se traduire par la perte de continuité des champs mécaniques au niveau de la bande de localisation (FIG. 1).

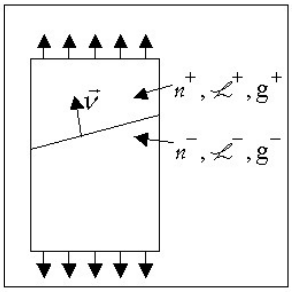

FIG. 1 – Bande de localisation de la déformation.

Le critère obtenu est une relation simple qui ne dépend que du module tangent :

$$\det(\nu.L.\nu) = 0 \tag{8}$$

4 Résultats

Les simulations ont été réalisées pour un matériau monophasé polycristallin anisotrope dont le réseau cristallin est cubique centré. Les paramètres (FIG. 2) ont été identifiés à partir d'un essai de traction uniaxial.

Paramètres	Grains	τ_{c0} [110]	τ_{c0} [112]	ρ_0	g_0	y_c	D_{moy}
Valeur	1000	65MPa	65MPa	$1.0.10^9 m^{-2}$	60	9nm	20μm

FIG. 2 – Paramètres identifiés de l'acier.

4.1 Influence du trajet de déformation

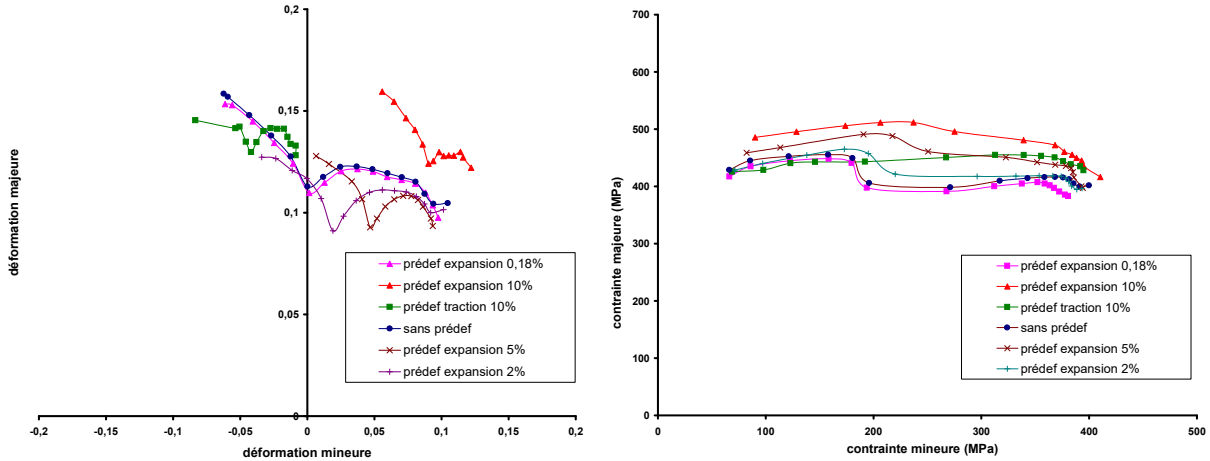

FIG. 3 – CLF en déformations et en contraintes pour différents trajets.

Les CLF, lorsqu'elles sont tracées dans le repère des déformations principales, sont très fortement dépendantes du trajet de déformation. Ainsi, si nous réalisons une prédéformation en traction uniaxiale, la CLF est décalée vers la gauche. En revanche, pour une prédéformation en expansion, la CLF est décalée vers la droite.

Il est en revanche encore difficile de dire que les CLF que nous avons trouvé numériquement, représentées dans le plan des contraintes principales, sont totalement intrinsèques au chargement. Cependant, nous pouvons remarquer que ces courbes sont toutes situées dans une bande de 100 MPa de largeur.

4.2 Influence de l'anisotropie initiale

Le tableau suivant résume les différents coefficients d'anisotropie des matériaux utilisés pour effectuer cette comparaison.

	1	2	3	4
r_0	1,02	2,01	2,18	2,6
r_{45}	1	1,52	1,84	2,1
r_{90}	1,24	2,42	2,65	2,9
r	1,065	1,8675	2,1275	2,425

FIG. 4 – Coefficients d'anisotropie.

Nous pouvons remarquer sur la figure 5 que la formabilité semble être pénalisée quelque soit le domaine ($\rho>0$ ou $\rho<0$) lorsque l'anisotropie du matériau est plus forte. Le tracé des CLF en contraintes ne permet pas de conclure sur une possible influence de l'anisotropie sur cette représentation car le même type de courbes que celles obtenues lorsque nous faisions varier les chemins de déformations est retrouvé.

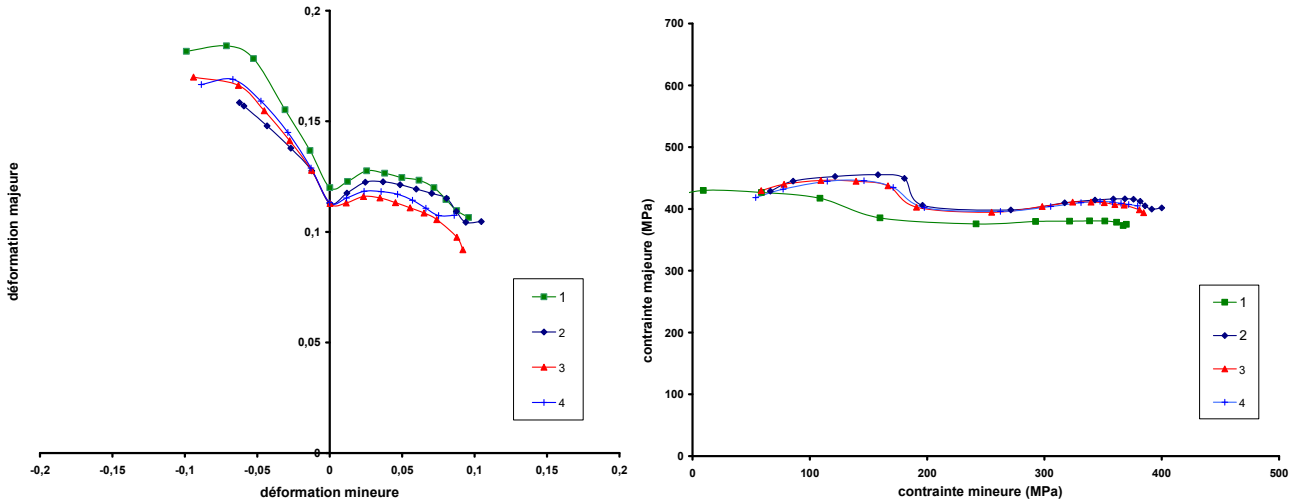

FIG. 5 – CLF en déformations et en contraintes pour différentes anisotropies.

4.3 Influence de l'orientation de la tôle

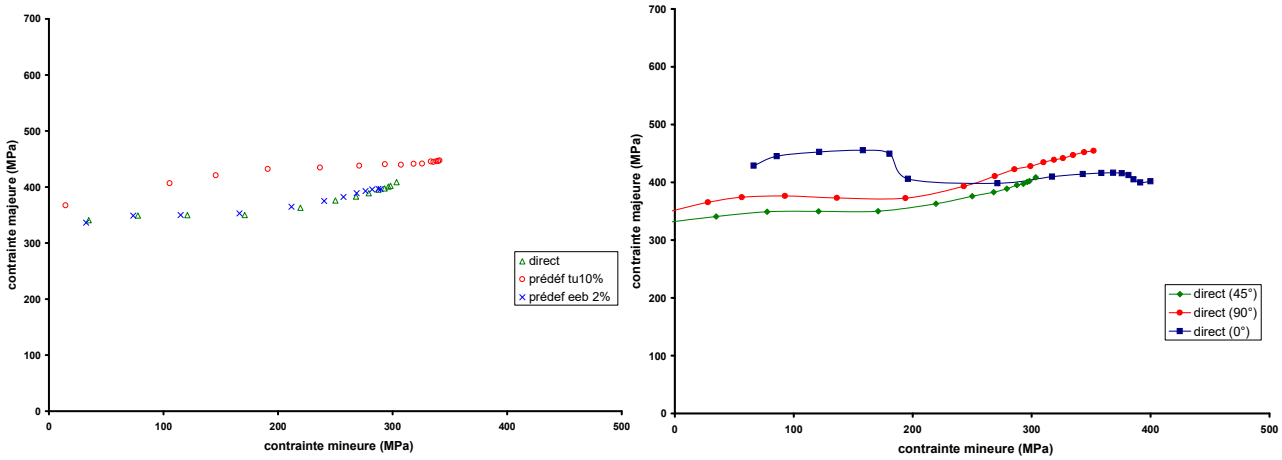

FIG. 6 – CLF en contraintes pour différents essais hors axes à 45°/DL puis pour un essai direct dans différentes orientations.

Le caractère intrinsèque de la représentation des CLF en contraintes semble être valable dans le cas des trajets hors axes dans une direction donnée. Nous remarquons toutefois que cette représentation est sensible à l'orientation de la tôle (FIG. 6).

5 Discussion

L'étude de l'influence de différents paramètres sur le tracé des CLF avec notre modèle permet d'aboutir à différents résultats probants.

L'influence du trajet de déformation a été correctement retrouvée pour la représentation dans le repère des déformations principales. Concernant le tracé en contraintes, le caractère parfaitement intrinsèque obtenu par Arrieux [12] n'est que partiellement retrouvé. Cette différence peut provenir du fait que notre pente d'écrouissage est beaucoup plus forte que celle du matériau utilisé par Arrieux dans ces travaux (FIG. 7).

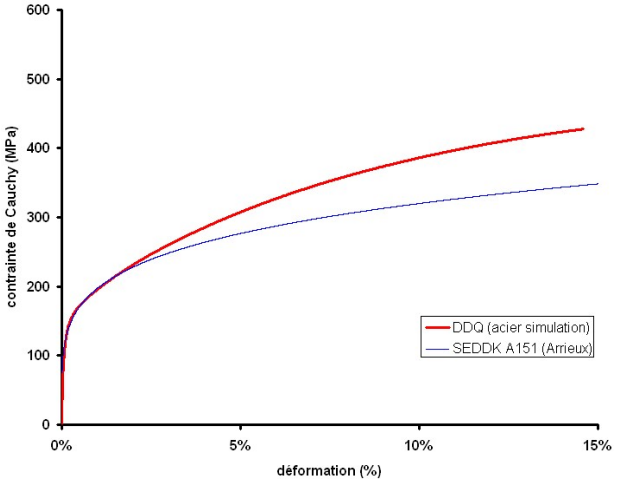

FIG. 7 – Essai de traction

Arrieux a également montré que ce caractère intrinsèque restait valable dans le cas des trajets hors axes dans une direction donnée. Par contre, cette représentation dépend de l'orientation de la tôle. Ces résultats sont retrouvés par notre modèle. Il est en revanche encore difficile de dire que les CLF que nous avons trouvé numériquement, représentées dans le plan des contraintes principales, sont totalement intrinsèques au chargement.

6 Conclusion

Le modèle choisi permet d'obtenir des résultats intéressants, il faudra s'appliquer à comprendre pourquoi quelques différences existent, notamment pour la représentation des CLF en contraintes, dont nous ne retrouvons pas parfaitement encore le caractère complètement intrinsèque.

Références

[1]S. P. Keeler, W. A. Backofen, Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches, Trans. ASM 56, 25, 1963

[2]S. P. Keeler, Determination of forming limits in automotive stampings, SAE paper n° 650535, mai 1965

[3]G. M. Goodwin, Application of strains analysis to sheet metal forming problems in the press shop, SAE paper n° 650093, jan. 1968

[4]R. Arrieux, C. Bedrin, M. Boivin, Determination of an intrinsic forming limit stress diagram for isotropic sheets, Proc. Of the 12th International Deep Drawing Reserarch Group Congress, St Margherita Ligure, May 24-28, 1982

[5]J. W. Rudnicki, J. R. Rice, Condition for localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 23, pp. 371-394, 1975

[6]T. Iwajuma, S Nemat-Nasser, Finite elastic-plastic deformation of polycrystalline metals and composites, Earthquake research and engineering laboratory, rapport technique n°83-3-51 Mars 1983

[7]T. Hoc, Etude expérimentale et numérique de la localisation lors de changements de trajets dans un acier doux, Thèse de l'Ecole Centrale Paris, 1999

[8]S. Berbenni, Elastoplasticité des matériaux polycristallins : modélisation micromécanique et physique. Application au comportement dynamique et à l'effet Bake-hardening. Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2002

[9]E. Kröner, On the plastic deformation of polycrirystals, Acta Metall., Vol 9, pp. 155-165, 1961

[10]R. Hill, Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycristals, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 13, pp. 89-101, 1965

[11]J. D. Eshelby, The determination of the elastic field of an ellipsoïdal inclusion and related problems, Proceeding Royal Society, A241, p. 376, 1957

[12]R. Arrieux, Determination and use of the forming limit stress diagrams, J. Mater. Process. Tech., Vol. 53, pp. 47-56, 1995