



HAL
open science

Mécanismes dissipatifs liés à la propagation de lèvres de striction dans un polymère semi-cristallin

Bertrand Wattrisse, Jean-Michel Muracciole, André Chrysochoos

► **To cite this version:**

Bertrand Wattrisse, Jean-Michel Muracciole, André Chrysochoos. Mécanismes dissipatifs liés à la propagation de lèvres de striction dans un polymère semi-cristallin. *Mechanics & Industry*, 2003, 4 (6), pp.667-671. hal-03356758

HAL Id: hal-03356758

<https://hal.science/hal-03356758>

Submitted on 28 Sep 2021

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.

Mécanismes dissipatifs liés à la propagation de lèvres de striction dans un polymère semi-cristallin

Dissipative mechanisms during the necking of a semi-crystalline polymer

Bertrand Wattrisse *, Jean-Michel Muracciole, André Chrysochoos

Laboratoire de mécanique et de génie civil, UMR 5508, UMII-CNRS, Université Montpellier II, place E. Bataillon, 34095 Montpellier cedex 05, France

Résumé

Nous présentons ici des mesures de champs thermomécaniques obtenues durant la déformation d'un polyamide, en utilisant de façon combinée un dispositif de thermographie infrarouge et un dispositif de mesure de déplacements par corrélation d'images de granularité. Le rapprochement des données thermiques et cinématiques est rendu nécessaire par la très forte hétérogénéité du processus de déformation pour ce type de matériau présentant une faible diffusivité thermique. L'analyse couplée des images infrarouges et de granularité permet en particulier d'estimer les puissances calorifiques dues à la localisation de la déformation dans les lèvres mobiles de striction lors de la traction, à température ambiante, d'une éprouvette plate. L'état de contrainte est estimé dans chaque section droite de l'échantillon grâce à une hypothèse de transformation isochore. L'adoucissement observé sur la réponse macroscopique de l'échantillon est associée ici à un effet de structure dans la mesure où la section où s'initie la striction « s'écrout » toujours.

Abstract

We present thermomechanical measurements obtained during the stretching of a polyamide: thermal data are given by infrared thermography and displacement fields are reached by digital image correlation. These two techniques are used simultaneously in order to take into account the strong heterogeneity of the deformation process, commonly encountered in that kind of material where thermal diffusivity is weak. The combined analysis of infrared and speckle images allows to estimate the local calorific energy-rates due to strain localisation in the necking lips during the tension, at room temperature, of a flat sample. The stress state is estimated in each cross-section of the sample using an isochoric transformation hypothesis. The softening observed on the macroscopic response of the sample is associated here to a structural effect because the section where necking initiates is always hardening.

Mots-clés : Polyamide ; Thermographie infrarouge ; Corrélation d'images numériques ; Striction ; Adoucissement

Keywords: Polyamide; Infrared thermography; Digital image correlation; Necking; Softening

1. Introduction

Le comportement mécanique des thermoplastiques est caractérisé par une forte dépendance en température et par une viscosité plus ou moins marquée. En particulier, lorsqu'une éprouvette de polyamide est sollicitée en traction,

une striction apparaît après quelques pour cent de déformation. Il est alors d'usage de considérer que l'essentiel de la déformation se produit dans les lèvres de striction et que leur propagation résulte de la compétition entre un effet de consolidation, dû à l'augmentation de la vitesse de déformation locale, et un effet d'adoucissement, lié à l'augmentation de la température provoquée par la dissipation.

Pour rendre compte de ces phénomènes thermomécaniques, il est légitime d'adopter un cadre thermodynamique [1,2] et de retenir parmi les variables d'état, la température et la déformation. Par ailleurs, la caractérisation et l'identi-

* Auteur correspondant.

Adresses e-mail : wattriss@lmgc.univ-montp2.fr (B. Wattrisse), muraccio@lmgc.univ-montp2.fr (J.-M. Muracciole), chryso@lmgc.univ-montp2.fr (A. Chrysochoos).

Nomenclature

v_T	vitesse de la traverse	m s^{-1}	τ_{th}	constante de temps des fuites perpendiculaires au plan de l'éprouvette	s
L_0	longueur initiale de l'échantillon	m	k	coefficient de conduction isotrope. $W K^{-1} m^{-1}$	
S_0	section initiale de l'échantillon	m^2	Δ_2	opérateur laplacien ($= \partial^2/\partial x^2 + \partial^2/\partial y^2$)	
esm	élément de surface matérielle		w_{ch}^\bullet	source volumique de chaleur	$W m^{-3}$
(U, V, W)	composantes du vecteur déplacement	m	(x, y)	axes de l'éprouvette	
ZA	dimension de la zone d'approximation		ε_C	déformation conventionnelle	
ρ	masse volumique	$kg m^{-3}$	σ_C	contrainte conventionnelle	MPa
C	chaleur spécifique	$J kg^{-1} K^{-1}$	ε_{xx}	déformation de Hencky longitudinale	
θ	variation de température	K	σ_{xx}	contrainte de traction de Cauchy	MPa
t	temps	s	F	force appliquée sur l'éprouvette	N
\mathbf{v}	vecteur vitesse	$m s^{-1}$			
grad	vecteur gradient				

fication du comportement de tels matériaux sont désormais facilitées par l'obtention de champs de mesures.

Dans ce qui suit, les mesures de déformation, obtenues par dérivation numérique de champs de déplacements déterminés par corrélation d'images numériques, ont été associées aux mesures de température fournies par une caméra infrarouge, de façon à estimer les puissances calorifiques locales mises en jeu dans et en dehors des lèvres mobiles de striction.

2. Dispositif expérimental

Des essais de traction quasi-statiques ont été réalisés à température ambiante et à vitesse de vérin v_T constante sur une machine hydraulique MTS. Les éprouvettes normalisées sont plates, de type ISO R527 (longueur initiale $L_0 = 60$ mm, section initiale $S_0 = 5 \times 10$ mm²). Deux capteurs optiques de longueurs d'onde différentes (infrarouge-visible) observent chacun une face de l'éprouvette.

2.1. Les mesures cinématiques

Les mesures cinématiques par corrélation d'images de granularité sont de plus en plus utilisées en Mécanique des Matériaux [3,4], nous ne rappèlerons ici que le principe de cette méthode. Nous renvoyons le lecteur intéressé par cette technique à [5,6] où de nombreuses références bibliographiques ont été indiquées. La granularité naturelle ou artificielle de la surface de l'éprouvette est utilisée comme signature optique d'un élément de surface matérielle (esm). Au cours de la déformation, les composantes du déplacement dans le plan (U, V) de chaque esm sont déterminées par une méthode de corrélation. Le déplacement hors plan W peut aussi être calculé, moyennant une hypothèse d'incompressibilité et d'homogénéité des déformations suivant l'épaisseur de l'éprouvette.

Une fois les champs de déplacement connus, toute autre grandeur cinématique peut alors être obtenue par « simple »

dérivation dans le temps et/ou l'espace. La méthode de dérivation retenue consiste à réaliser un lissage polynomial local du champ de déplacement. La dérivée en chaque point est prise comme étant la dérivée de la fonction d'approximation [5,6].

La caméra CCD utilisée dans ce travail est de type Panasonic WV-CP410G. Les images sont numérisées sur 8 bits et comportent 575×764 pixels pour un facteur d'échelle d'environ $200 \mu m$ par pixel. Le champ de déplacement est déterminé sur un maillage de 10×230 points de mesure, de deux pixels de pas longitudinal et d'un pixel de pas transversal. Le temps total de traitement (calcul du déplacement et dérivation) n'excède pas 0,1 seconde sur un ordinateur PC Pentium III 700 MHz.

La précision de la mesure dépend non seulement des paramètres de lissage (degré de l'approximation, dimension de la zone d'approximation) mais aussi du caractère hétérogène du champ de déformation. La Fig. 1 représente un profil de déformation fortement hétérogène imposé entre deux images de synthèse ainsi que les champs de déformation correspondant à plusieurs dimensions de zone d'approximation, pour des fonctions d'approximation bilinéaires.

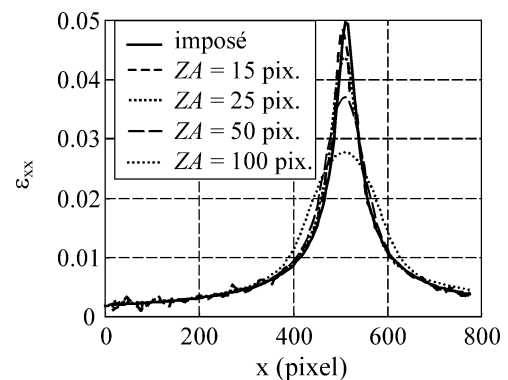


Fig. 1. Résolution sur les déformations dans le cas d'un champ de déformation hétérogène.

2.2. Analyse thermique et calorimétrique

Le dispositif de thermographie infrarouge, quant à lui, est constitué d'une caméra mono-détecteur (Agema 880 SW, ondes courtes). Un système de balayage (miroirs oscillants et tournants) permet d'obtenir des images thermiques numérisées sur 12 bits et 256×180 pixels, pour un facteur d'échelle d'environ $300 \mu\text{m}$ par pixel. Un traitement d'image permet de déduire des données thermiques la distribution des sources de chaleur. Cette opération est délicate tant d'un point de vue métrologique que mathématique ou numérique. Nous renvoyons, là encore, le lecteur intéressé aux diverses méthodes de traitement d'images exposées dans la littérature [7–9]. Nous ne rappelons, dans ce qui suit, que le principe de base de ces méthodes. Dans le cadre des expériences envisagées (éprouvettes plates de faible épaisseur, ambiance stable, etc.), l'équation de diffusion de la chaleur peut être écrite sous la forme :

$$\rho C \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \text{grad} \theta + \frac{\theta}{\tau_{\text{th}}} \right) - k \Delta_2 \theta = w_{\text{ch}}^{\bullet} \quad (1)$$

où ρ est la masse volumique, C la chaleur spécifique, θ la variation de température, \mathbf{v} le vecteur vitesse, τ_{th} la constante de temps des fuites perpendiculaires au plan de l'éprouvette,

k le coefficient de conduction isotrope. Le terme $-k \Delta_2 \theta$ représente les fuites par conduction dans le plan de l'éprouvette. Au second membre, w_{ch}^{\bullet} symbolise la source volumique de chaleur. Le traitement des images infrarouges repose sur une utilisation des mesures de température pour estimer le premier membre de l'Éq. (1). Les dérivées sont aussi calculées en utilisant un lissage local. La Fig. 2 présente une validation des traitements sur des images de synthèse : un bruit blanc gaussien d'amplitude 0,1 pixel est ajouté à des cartes de température correspondant à des distributions de source de chaleur données.

Ayant constaté que les gradients des grandeurs cinématiques et énergétiques sont nettement plus importants suivant l'axe de l'éprouvette (x) que suivant sa largeur (y), nous présentons ci-après, leur évolution temporelle suivant l'axe de traction. Les amplitudes sont représentées sur une échelle de niveaux de gris pour faciliter la lecture des résultats. L'axe horizontal correspond au temps et l'axe vertical à l'espace. La courbe de traction est également tracée sur le graphe afin de pouvoir relier la réponse mécanique globale de l'éprouvette aux mesures locales, plus représentatives du comportement du matériau. L'axe horizontal représente alors la déformation conventionnelle ($\varepsilon_C = v_T t / L_0$), et l'axe vertical la contrainte conventionnelle ($\sigma_C = F / S_0$).

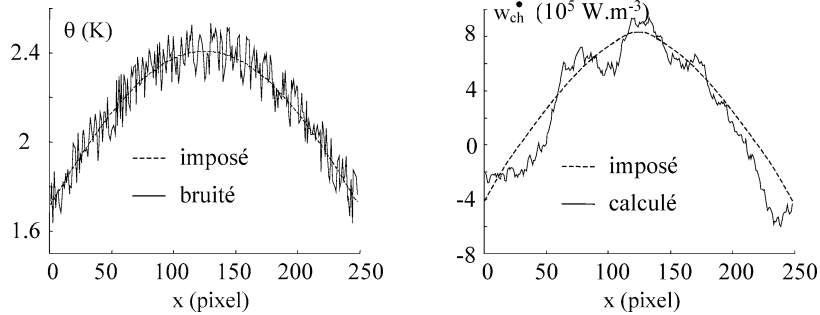


Fig. 2. Validation du traitement des images thermique. Profils de température $\theta(x, 0, t_0)$ et sources de chaleur correspondantes $w_{\text{ch}}^{\bullet}(x, 0, t_0)$.

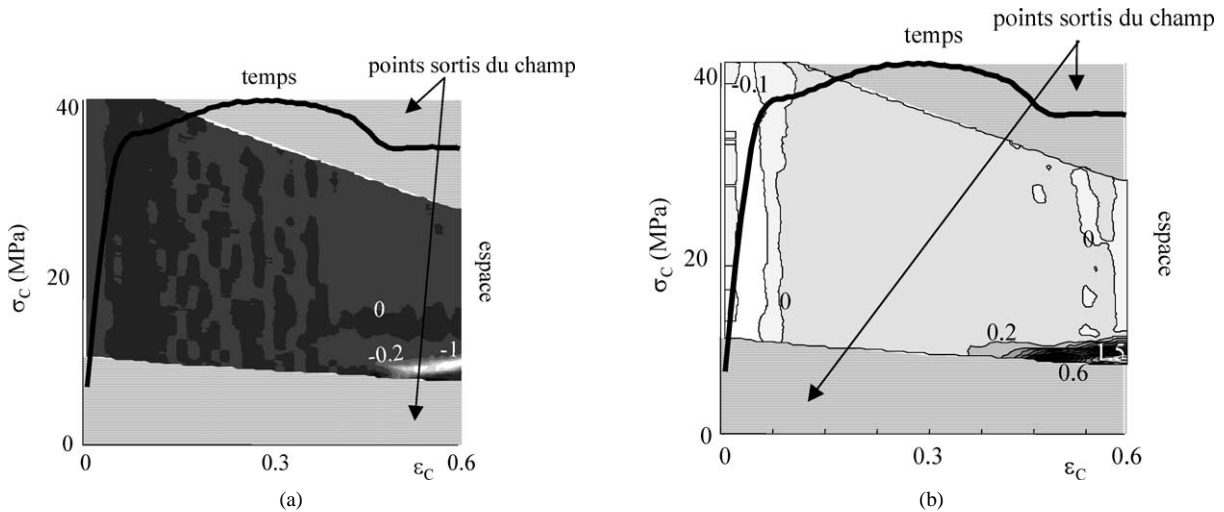


Fig. 3. Essai de traction monotone sur un polyamide à température ambiante ($v_T = 0,7 \text{ mm s}^{-1}$) : (a) distribution du terme convectif $\mathbf{v} \cdot \text{grad} \theta$ (K s^{-1}), (b) distribution de la dérivée particulaire $\partial \theta / \partial t + \mathbf{v} \cdot \text{grad} \theta$ (K s^{-1}).

Le terme convectif $\mathbf{v} \cdot \text{grad}\theta$ est calculé en utilisant les mesures cinématiques. Ce terme est d'autant plus important que les déformations se localisent et que le matériau conduit mal la chaleur. La Fig. 3 présente la distribution du terme convectif et de la dérivée particulaire de la température : le terme de convection peut représenter plus de 40 % de la dérivée.

3. Analyse locale du comportement

La Fig. 4 représente les distributions des sources de chaleur $w_{\text{ch}}^*(x, 0, t)$ et de vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{xx}(x, 0, t)$. La courbe conventionnelle de traction se décompose schématiquement en 3 stades successifs : un domaine linéaire suivi d'un domaine « anélastique » jusqu'à un « seuil d'écoulement » où la contrainte nominale chute pour atteindre un « plateau plastique » correspondant à la propagation des lèvres de striction.

La distribution des sources de chaleur peut être décomposée de la même façon (cf. Fig. 4a). Dans le domaine linéaire, ces sources sont négatives et sont dues principalement au couplage thermoélastique. Durant la phase anélastique, la croissance des sources peut être associée au développement

de mécanismes dissipatifs (viscosité, ...). Enfin, pendant la chute de l'effort, les sources se concentrent progressivement vers le congé supérieur de l'éprouvette. Passé ce stade, la Fig. 4b fait apparaître également une forte concentration des vitesses de déformation.

En dehors des lèvres de striction, la vitesse de déformation et la puissance calorifique s'annulent rapidement. Ces résultats montrent donc la très forte hétérogénéité des champs thermomécaniques. Dans ces conditions, il devient désormais délicat d'interpréter la courbe conventionnelle de traction comme étant totalement représentative du comportement mécanique du matériau. Pour s'affranchir des effets de structure, nous avons proposé une méthode d'analyse locale du comportement [10]. Elle est fondée sur l'utilisation des champs de mesures cinématiques et sur l'intégration numérique des équations d'équilibre. Pour un matériau incompressible, lorsque les déformations longitudinales ϵ_{xx} sont constantes dans chaque section droite, la contrainte de traction de Cauchy s'écrit :

$$\sigma_{xx}(x, t) = \frac{F(t)}{S_0} \exp(\epsilon_{xx}(x, t)) \quad (2)$$

La Fig. 5 représente la correspondance contrainte-déformation dans trois cas extrêmes : réponse « macroscopi-

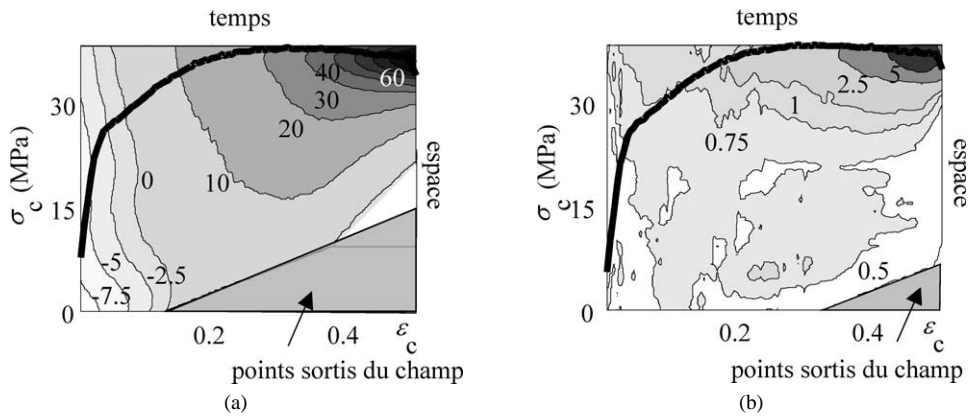


Fig. 4. Essai de traction monotone sur un polyamide à température ambiante ($v_T = 0,05 \text{ mm s}^{-1}$) : (a) distribution des sources de chaleur $w_{\text{ch}}^*(x, 0, t)$ en 10^3 W m^{-3} , (b) distribution des vitesses de déformation de Hencky $\dot{\epsilon}_{xx}(x, 0, t)$ en 10^{-3} s^{-1} .

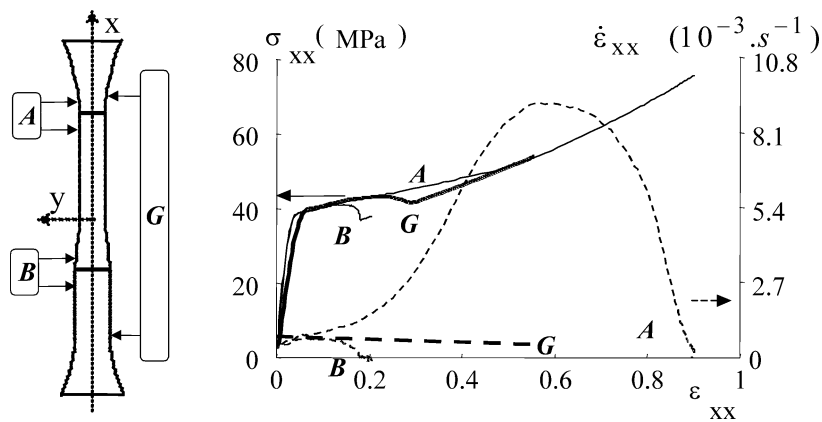


Fig. 5. Essai de traction monotone sur un polyamide à température ambiante ($v_T = 0,05 \text{ mm s}^{-1}$). Réponses $\sigma_{xx} - \epsilon_{xx}$ (traits pleins) et $\dot{\epsilon}_{xx} - \epsilon_{xx}$ (traits interrompus) pour une déformation macroscopique G de 0 à 55 %.

que» (G), réponse « locale » du point où s'initie la striction (A), et celle du point (B) où arrive la striction à l'« instant » où l'on trace ces courbes. Pour avoir une idée du caractère localisé de l'écoulement, nous avons aussi représenté les vitesses de déformation logarithmique correspondant aux trois extensomètres virtuels (G , A , B).

Traditionnellement, le passage d'une courbe conventionnelle à une courbe « contrainte vraie-déformation vraie » diminue l'amplitude des « adoucissements » et réduit les « plateaux » (G). L'analyse du comportement local renforce cet effet. En (A) la contrainte ne diminue jamais car la chute de force est toujours compensée par la diminution de section. En ce point la vitesse de déformation augmente d'une décennie entre la naissance de la striction et la mise en mouvement des lèvres. Puis la vitesse diminue pour s'annuler quand la zone observée a strictionné. La réponse en (B) est semblable aux deux précédentes jusqu'à ce que la striction s'amorce, puis il faut attendre l'arrivée de celle-ci pour que la déformation reprenne. Ce même type d'analyse, menée en des points intermédiaires, montre au passage de la striction une réponse du matériau semblable à celle du point (A).

4. Discussion

Dans le cas particulier d'un polyamide, le traitement simultané des données thermiques et cinématiques a permis de montrer que les termes convectifs de la dérivée particulière devaient être pris en compte lors du calcul des sources de chaleur. En effet, pour un tel matériau, les vitesses de déformation et les gradients de température sont particulièrement intenses dans les lèvres de la striction. Dans une telle situation, une utilisation conjointe de techniques d'imagerie infrarouge et de granularité est donc nécessaire si l'on veut, en dépit des effets de structure, pouvoir analyser la na-

ture dissipative des mécanismes de déformation. Ce travail constitue une première étape vers l'établissement de bilans énergétiques pour des matériaux peu diffusifs présentant des localisations marquées.

Références

- [1] P. Germain, Cours de Mécanique des Milieux Continus, Masson, Paris, 1975, pp. 138–200.
- [2] P. Germain, Q.S. Nguyen, P. Suquet, Continuum thermodynamics, *J. Appl. Mech.* 50 (1983) 1010–1020.
- [3] G. Geymonat, F. Hild, S. Pagano, Identification of elastic parameters by displacement field measurement, *C. R. Acad. Sci. Mécanique* 330 (2002) 403–408.
- [4] P. Clerc, F. Morestin, M. Brunet, Mesure 3D de champs de déplacements et de déformations par corrélation d'images numériques, in : Y. Berthaud, M. Cottron, J.-C. Dupré, F. Morestin, J.-J. Orteu, V. Valle (Eds.), Proc. Photomécanique 2001, GAMAC, France, 2001, pp. 33–40.
- [5] B. Wattrisse, Etude cinématique des phénomènes de localisation dans des aciers par intercorrélation d'images, Thèse, Université Montpellier II, 1999.
- [6] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.-M. Muracciole, M. Néméz-Gaillard, Analysis of strain localisation during tensile test by digital image correlation, *J. Exp. Mech.* 41 (2001) 29–38.
- [7] A. Chrysochoos, Analyse du comportement thermomécanique des matériaux par thermographie infrarouge, in : Y. Berthaud, D. Paraskevas, M. Taroni (Eds.), Proc. Photomécanique 95, Eyrolles, Paris, 1995, pp. 203–211.
- [8] A. Chrysochoos, H. Louche, An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation, *Int. J. Eng. Sci.* 38 (2000) 1759–1788.
- [9] B. Wattrisse, J.-M. Muracciole, A. Chrysochoos, Infrared and speckle image processing applied to heterogeneous thermomechanical behavior of polymers, in: D. Balageas, J.L. Beaudoin, G. Busse, G.M. Carlomagno (Eds.), Proc. Quantitative Infrared Thermography, QIRT2000, Eurotherm seminar 64, 2000, pp. 271–276.
- [10] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.M. Muracciole, M. Néméz-Gaillard, Kinematic manifestations of localisation phenomena in steels by image intercorrelation, *Eur. J. Mech. A/Solids* 20 (2001) 189–211.