

Caractérisation multi-échelle de l'hétérogénéité spatio-temporelle de l'effet Portevin-Le Chatelier

Y. Bougherira^a, D. Entemeyer^a, C. Fressengeas^a, N.P. Kobelev^b, T.A. Lebedkina^b,
M.A. Lebyodkin^a

a. Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, Université Paul Verlaine – Metz / CNRS,
Ile du Saulcy, 57045 METZ

b. Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, 142432 CHERNOGOLOVKA (RUSSIA)

Résumé :

L'effet Portevin – Le Chatelier est un phénomène d'instabilité qui résulte du comportement collectif et de l'interaction de défauts cristallins tels que les dislocations et les atomes de soluté. L'analyse statistique des variations de la contrainte appliquée (comportement temporel) et les mesures de déplacement 1D ultra-rapides (structuration spatiale) lors d'essais de traction d'alliages Al-Mg, révèlent l'organisation de ces défauts à des échelles intermédiaires. On montre la nécessité de prendre en compte ces effets collectifs dans les lois de comportement.

Abstract:

The plasticity of crystalline materials is a collective phenomenon which results from the motion and interaction of the defects of crystal structure, in particular, dislocations and solute atoms. The statistical analysis of the variations of the applied stress (temporal behavior), and the high-frequency recording of the 1D displacement field (spatial patterning) reveal organization of these defects at intermediate scales during tension of AlMg alloys. It is concluded that these effects have to be taken into account in the constitutive laws of plastic flow.

Mots clefs : effet Portevin–Le Chatelier, instabilité plastique, systèmes dynamiques, intermittence, analyse statistique, extensométrie locale à haute vitesse

1 Introduction

Au cours des dernières décennies, de nombreuses études ont montré que l'effet Portevin–Le Chatelier (PLC) – une instabilité plastique des alliages métalliques due au vieillissement dynamique des dislocations [1] – présente un exemple de système dynamique non - linéaire hors équilibre, dont une propriété générale est un comportement collectif auto-organisé des dislocations [2]. Dans les essais de traction à vitesse de déformation constante, cet effet se manifeste par un comportement complexe dans le temps et dans l'espace : on observe des variations brutales de la contrainte appliquée sur la courbe de déformation, ainsi que l'apparition et la propagation de bandes de déformation le long de l'axe de traction. L'analyse dynamique [3] et l'analyse statistique [4] de courbes de traction des différents alliages ont révélé l'existence de régimes dynamiques complexes, tels que le chaos déterministe [5] et la criticalité auto-organisée [6]. Ces régimes sont caractérisés par des lois de puissance traduisant une propriété d'invariance d'échelle. Par ailleurs, certaines études récentes de l'émission acoustique associée [7] et des champs de déformation (macroscopiquement) homogènes de matériaux purs [8] révèlent des propriétés d'intermittence de la déformation plastique à des échelles de temps plus petites, dont la statistique obéit à une loi de puissance. Ces observations, qui suggèrent qu'un tel comportement est d'une nature générale, soulèvent des questions quant aux limites des approches continues de la plasticité.

L'instabilité plastique présente certains avantages pour l'étude de l'auto - organisation des ensembles de dislocations. Tout d'abord, grâce à la puissance exceptionnelle des processus collectifs qui se manifestent au niveau macroscopique, l'application des méthodes expérimentales traditionnelles et de méthodes possédant une meilleure sensibilité permet d'accéder à un grand intervalle d'échelles. Un autre avantage est dû au fait

que l'effet PLC apparaît après une certaine déformation critique [9], ce qui permet de comparer l'intermittence pendant le stade de la déformation « homogène », puis pendant la période d'instabilité macroscopique. Une telle comparaison pourrait fournir des informations sur le critère de perte de stabilité de l'écoulement homogène [1].

Dans le présent article, les mesures de déplacement $1D$ ultra-rapides [8] et l'analyse statistique sont appliquées à l'étude de l'effet PLC dans un alliage AlMg. En mesurant l'évolution du champ de déplacement, nous comparons le comportement spatial et le comportement temporel de la déformation plastique dans les conditions de vieillissement dynamique des dislocations.

2 Méthode expérimentale

Les éprouvettes plates, de dimensions $25 \times 6.8 \times 2.5 \text{ mm}^3$, ont été découpées dans une tôle d'un alliage polycristallin Al-3%Mg et recuites à 400°C pendant 2 heures, afin d'obtenir une solution solide. Les essais mécaniques ont été conduits sur une machine de traction Zwick-Roell, à température ambiante et à vitesse de traverse constante (la rigidité de l'ensemble de la machine et de l'éprouvette était d'environ $6 \times 10^6 \text{ N/m}$). Ces vitesses ont été choisies dans un grand intervalle de vitesse de déformation totale, estimée pour la longueur initiale de l'éprouvette, $\dot{\epsilon}_a$, entre $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, afin d'observer les différents types de comportement de l'effet PLC [1, 2].

La technique de l'extensométrie locale sans contact consiste à enregistrer les déplacements d'une série de sections de l'éprouvette, marquées par un contraste noir-blanc sur sa surface. Dans ce but, la surface de l'éprouvette est d'abord peinte en noir, en utilisant une peinture présentant une bonne adhésion au métal. Cette couche de peinture est ensuite couverte de traits blancs d'une largeur de 1 mm, séparés de la même distance. Cela résulte en un ensemble d'une vingtaine d'extensomètres de longueur 1 mm. On procède à l'essai mécanique immédiatement après le séchage, pour éviter la fissuration de la peinture pendant le chargement de l'éprouvette.

La Figure 1(a) présente le schéma de l'installation expérimentale. La surface de l'éprouvette est illuminée par une lumière « froide », émise par un dispositif composé d'un ensemble de diodes laser, afin d'assurer un éclairage uniforme. Les coordonnées des transitions noir - blanc sont enregistrées à l'aide d'une caméra CCD ZS16D, avec une fréquence de balayage de 1000 Hz et une résolution spatiale de $1,3 \mu\text{m}$. L'inconvénient actuel de cette méthode est que l'enregistrement continu des courbes de déplacement n'est possible que pendant 600 secondes, à cause de la capacité limitée de stockage de données. La Figure 1(b) présente un exemple d'enregistrement des courbes de déplacement (1) et de l'évolution des déformations locales (2), calculées à partir de ces courbes. Les déformations locales révèlent clairement l'existence de marches, dues à la nucléation de bandes de déformation dans la zone couverte par les extensomètres.

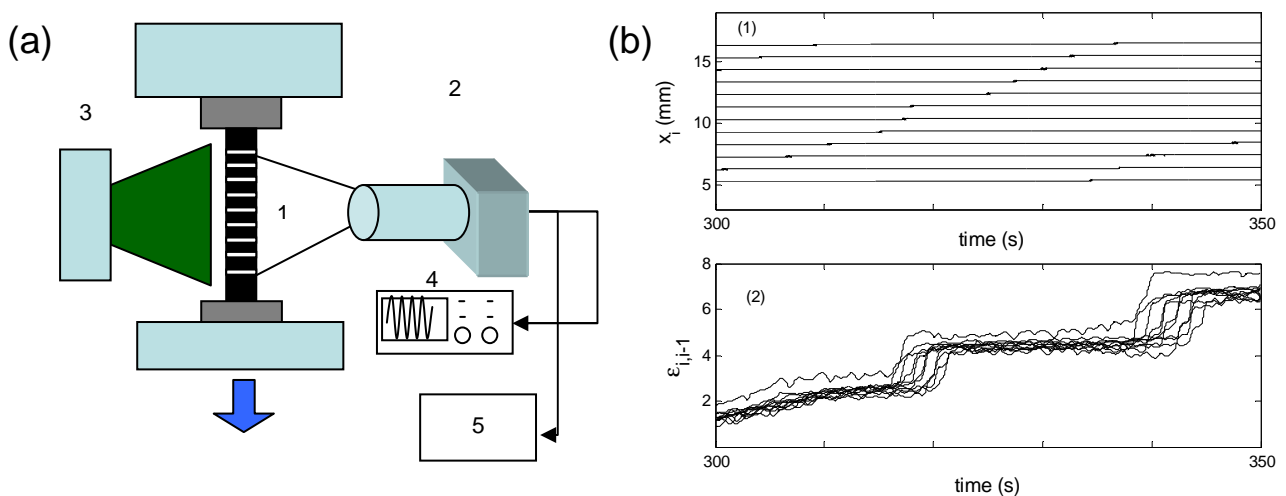


FIG. 1. – (a) Schéma du dispositif expérimental: (1) éprouvette ; (2) caméra CCD ; (3) source lumineuse ; (4) oscilloscope ; (5) bloc d'enregistrement. (b). (1) Exemples de courbes de déplacement, $x_i(t)$, pour quelques sections d'une éprouvette et (2) courbes de déformations locales, $\epsilon_{i,i-1}$ (2).

3 Comportement temporel : fluctuations de la contrainte appliquée

3.1 Courbes de déformation

L'alliage étudié manifeste le comportement bien connu de l'effet PLC, déjà observé dans différents matériaux [1, 2]. Trois types de fluctuations de la contrainte, observés lorsque l'on fait varier la vitesse de déformation appliquée, sont présentés sur la Fig. 2. A petite vitesse de déformation, on observe des décrochements de type C, de grande amplitude. Chacun de ces décrochements est dû à l'apparition d'une bande de déformation, qui n'est pas corrélée de façon évidente aux bandes précédentes. Lorsque la vitesse de déformation est augmentée, on observe des oscillations sur la courbe de déformation, qui sont reliées à la nucléation de bandes dans les sections voisines (voir Section 4, Fig. 6) – une propagation relais des bandes PLC (type B). Le type A, caractéristique des plus grandes vitesses, est associé à des fluctuations irrégulières à toutes échelles d'amplitude, et à une propagation quasi-continue des bandes.

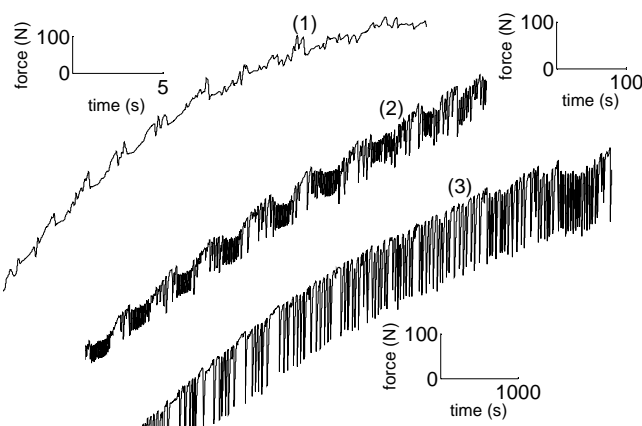


FIG. 2 – Parties de courbes force–temps représentant trois types du comportement de l'effet PLC, caractéristiques de différents domaines de vitesse appliquée de déformation : (1) type A, $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (2) type B, $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (3) type C, $\dot{\epsilon}_a = 6.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

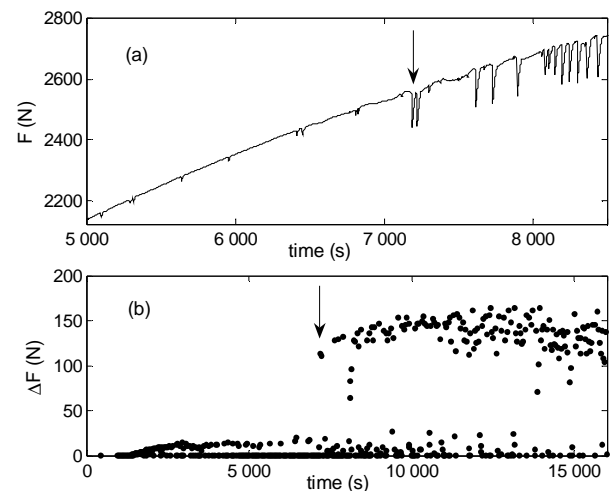


FIG. 3 – (a) Agrandissement d'une courbe de déformation du type C. (b) Amplitudes des chutes de la force appliquée, enregistrées pendant la déformation. Les flèches marquent le moment correspondant à la déformation critique d'apparition de l'instabilité

En agrandissant les courbes de déformation, on peut distinguer deux échelles distinctes de chutes de contrainte à la plus petite vitesse de déformation, $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (Fig. 3(a)). Le mécanisme responsable de l'apparition des petites chutes a peu attiré l'attention jusqu'à ce jour. Habituellement, celles-ci sont considérées comme un « bruit » non significatif, dû à l'hétérogénéité spatiale du matériau. Néanmoins, elles manifestent un comportement reproductible, illustré sur la Fig. 3(b). Les petits décrochements apparaissent presque dès le début de la déformation. Leur amplitude augmente progressivement jusqu'à un certain niveau, puis reste approximativement constante pendant tout l'essai. Ces décrochements sont accompagnés par de très petites fluctuations, ce qui révèle un caractère multi-échelle du processus de déformation. Après l'apparition des grandes chutes, de fortes variations d'amplitude sont manifestées par les petits décrochements.

Pour les bandes de type B, à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, on observe de petites ondulations, dont l'amplitude croît progressivement. Quand on augmente encore la vitesse de déformation (type A), il n'est plus possible de résoudre les petites variations de contrainte apparaissant avant la déformation critique. Néanmoins, l'ensemble des observations permet de suggérer que les petits événements présentent une propriété bien connue de l'effet PLC : leur disparition avec l'augmentation de la vitesse de déformation appliquée est due à la sollicitation continue de l'éprouvette pendant le temps de réaction de la machine de traction et du système d'enregistrement ($\sim 0.1 \text{ s}$).

3.2 Statistique des chutes de contraintes

Que le comportement de l'alliage étudié soit habituel est confirmé par l'étude de la statistique des chutes de contrainte. A grande vitesse de déformation (type A), on observe des distributions statistiques en loi de puissance pour l'amplitude des chutes (Fig. 4(a)), avec des valeurs de l'exposant entre 1 et 1.5. Une telle dépendance est considérée comme la signature de la criticalité auto-organisée, caractéristique des processus avalanches invariants d'échelle [6]. Le type B du comportement est caractérisé par une distribution présentant une échelle caractéristique (Fig. 4(b)). En même temps, on observe pour le type B une probabilité élevée de chutes de petite amplitude, due aux petites chutes de contrainte décrites dans la section précédente. La distribution résultante est bimodale, ce qui est souvent observé pour l'effet PLC [10]. A petite vitesse, cette distribution se désagrège distinctement en deux groupes. Les distributions des amplitudes de chute sont représentées pour ces deux groupes sur la Fig. 5. Une distribution présentant un maximum est observée pour les chutes de grande amplitude (Fig. 5(a)), en conformité avec les études précédentes [10]. Au contraire, des lois de puissance avec un exposant entre 1 et 1.5 sont trouvées pour les petites chutes observées dans le même intervalle de temps (Fig. 5(b)).

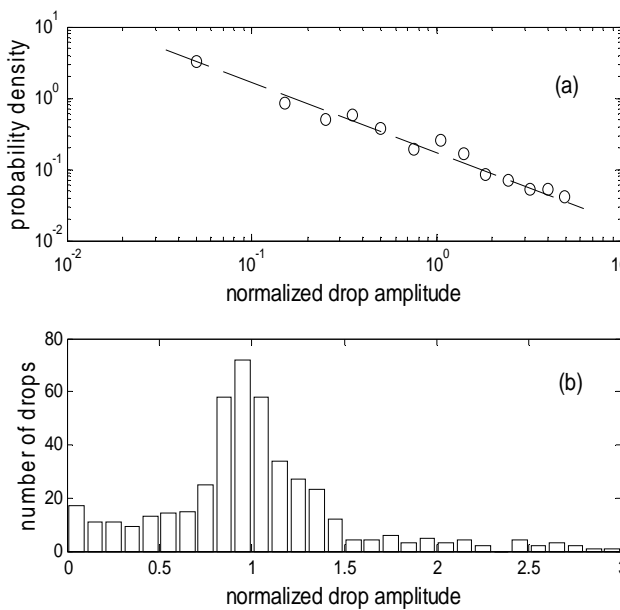


FIG. 4 – (a) Distribution en loi de puissance des amplitudes des chutes de contrainte de type A, $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (b) distribution pour le type B, $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

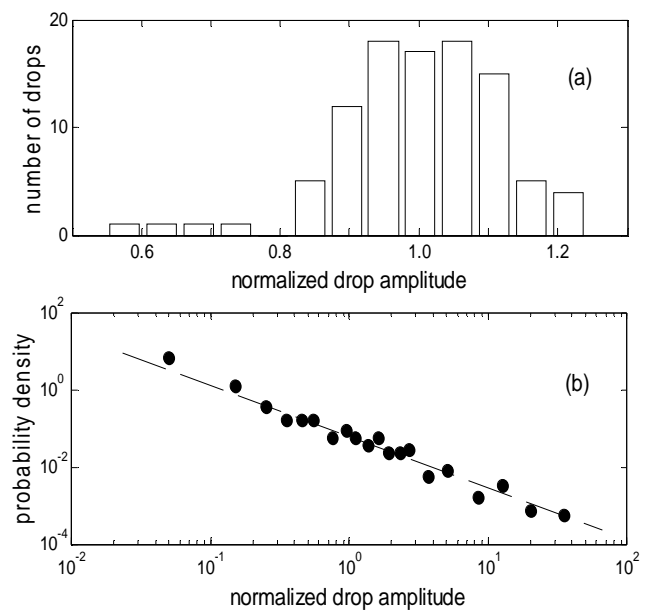


FIG. 5 – (a) Distribution des amplitudes des chutes de contrainte de type C, $\dot{\epsilon}_a = 6.7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$; (b) distribution des amplitudes des petites chutes de contrainte observées en même temps que les chutes de type C.

4 Comportement spatial : champs de déformation locale

Comme cela a été évoqué dans la Section 3.1, les champs de déformation locale, obtenus à l'aide de l'extensométrie à haute vitesse, sont conformes aux comportements typiques des différents types de bandes PLC. Puisque la durée d'enregistrement de la camera CCD est limitée à 600 s, l'enregistrement pendant tout l'essai est possible pour les vitesses de déformation supérieures à $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Le comportement spatio-temporel observé à cette vitesse (type B) est présenté sur la Fig. 6. On peut voir que la séquence de bandes PLC révèle clairement une propagation relais, caractéristique du type B.

L'enregistrement par la camera CCD permet aussi de suivre les champs de déformation locale en l'absence d'instabilité macroscopique, c'est-à-dire avant la déformation critique, ou pendant les intervalles entre les grandes chutes de contrainte. La Figure 7 montre deux exemples des structures spatiales observées avant la

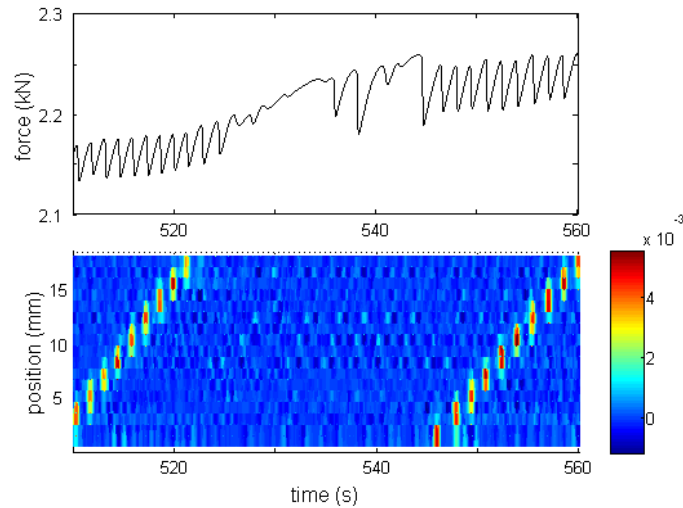


FIG. 6. Synchronisation d'une partie d'une courbe de déformation à $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ et de la carte temps-position-vitesse de déformation locale. Les valeurs de la vitesse de déformation sont représentées par une barre de couleurs.

déformation critique à $\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Cette figure illustre deux propriétés caractéristiques de la déformation plastique, qui est généralement considérée comme un écoulement homogène. Tout d'abord, aux petites valeurs de la déformation, quand la densité de dislocations est faible, on observe une propagation de la déformation plastique : les zones correspondant à une déformation locale à grande vitesse se succèdent de manière intermittente le long de droites dans un espace $x-t$ (par exemple, on peut voir de telles lignes dans l'intervalle $t = 169-172$ s ou dans l'intervalle $t = 275-277$ s). En même temps, il existe également certains intervalles de temps également caractérisés par une localisation intermittente de la déformation, mais en l'absence de propagation ou d'un ordre apparent ($t = 173-174$ s ou $t = 278-280$ s). De semblables structures sont aussi observées aux stades avancés de la déformation, en l'absence de grandes chutes de contrainte (Fig. 8), mais la localisation apparemment désordonnée de la déformation supplante progressivement le caractère propagatif.

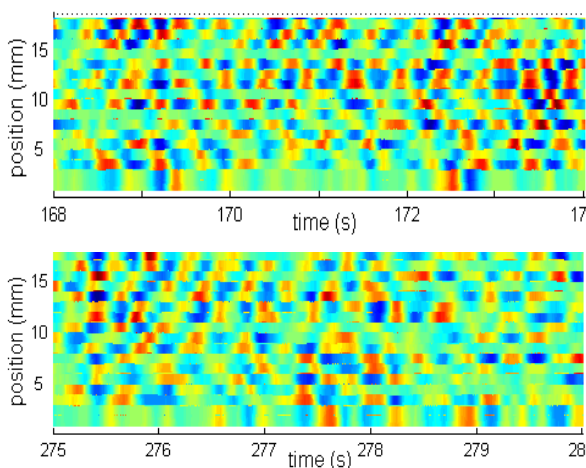


FIG. 7 – Exemples des champs de déformation locale avant la déformation critique pour le type B de l'instabilité ($\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$).

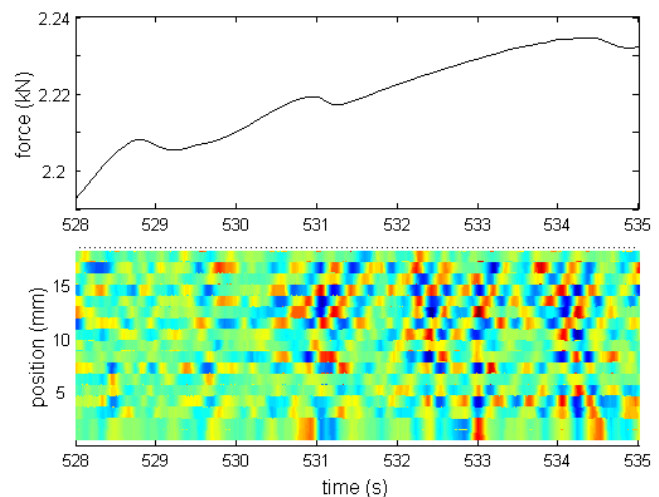


FIG. 8 – Synchronisation d'une partie de la courbe de déformation entre les grandes chutes de type B ($\dot{\epsilon}_a = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$) et du champ de déformation locale.

Un comportement similaire est aussi observé pour le type *C* du comportement, avec une tendance à la localisation plus forte. En revanche, contrairement au type *B*, l'aspect propagatif persiste aux grandes vitesses de déformation (type *A*). L'ensemble de ces données révèle la présence sous-jacente de propriétés générales de la plasticité :

- La propagation de zones de localisation de la déformation est observée au début de la déformation plastique. Un tel comportement est semblable à celui de monocristaux de cuivre pur [11], ce qui suggère sa nature générale ;
- le caractère propagatif est progressivement supplanté par un comportement intermittent apparemment plus désordonné, associé à la localisation de la déformation dans une ou plusieurs sections de l'éprouvette ;
- Les petites chutes de contrainte sont le plus souvent associées à une localisation de la déformation ;
- Au moment d'une chute de contrainte de type *B* ou de type *C*, on observe souvent la nucléation multiple de zones de localisation de la déformation plastique ;
- La localisation de la déformation plastique est une propriété dominante aux plus petites vitesses de déformation. L'augmentation de la vitesse de déformation appliquée favorise le mode propagatif.

5 Conclusions

L'étude d'un alliage AlMg présentant les comportements typiques de l'effet PLC démontre que l'hétérogénéité de la déformation plastique n'est pas seulement liée aux instabilités macroscopiques, mais qu'elle apparaît à de plus petites échelles. La distribution en loi de puissance des amplitudes des petites chutes de contrainte suggère que cette hétérogénéité a un caractère intermittent, caractéristique des processus avalanches invariants d'échelle. Les structures spatiales observées pendant la déformation macroscopiquement homogène sont semblables aux structures intermittentes observées pendant la déformation du cuivre pur, pour lesquelles les statistiques en loi de puissance ont été rapportées dans la littérature [11]. L'observation de ces similitudes confirme l'hypothèse sur la nature générale des processus d'auto-organisation des ensembles de dislocations dans différents matériaux [12].

En même temps, les alliages sujets au vieillissement dynamique présentent un cas particulier, dû à l'apparition de l'effet PLC. Cette complexité implique la nécessité d'une révision des modèles de l'effet PLC. En particulier, le fait que les petites chutes de contrainte ne soient pas des événements contrôlés par des facteurs aléatoires, éclaire sous un angle nouveau la question du développement des instabilités macroscopiques. L'observation de types de statistique différents pour les petites chutes et pour les grandes chutes de contrainte suggère un rôle probable des effets de taille finie, qui peuvent imposer une échelle caractéristique aux grands événements. La continuité de l'amplitude des petites chutes de contrainte, observée avant et après la déformation critique d'apparition des grandes chutes (voir la Figure 3), donne à penser qu'elles sont dues à un mécanisme unique. Cependant, la nature de ce mécanisme reste indéterminée et la possibilité qu'il soit dû à l'effet PLC ou qu'il soit possible de l'observer dans des matériaux purs n'est pas tranchée.

References

- [1] Kubin L.P., Estrin Y., *Acta Metall.*, 33, 397, 1982.
- [2] Kubin L.P., Fressengeas C., Ananthakrishna G., In: Nabarro F.R.N., Duesbery M.S., Editors, *Dislocations in solids*, vol. 11., 2002.
- [3] Ananthakrishna G., Fressengeas C., Grosbras M., et. al., *Scr. Metall. Mater.*, 32, 1731, 1995.
- [4] Lebyodkin M.A., Bréchet Y., Estrin Y., Kubin L.P., *Phys. Rev. Lett.*, 74, 4758, 1995.
- [5] Bergé P., Pomeau Y., Vidal C., Order within chaos, towards a deterministic approach to turbulence
- [6] Bak P., Tang C., Wiesenfeld K., *Phys. Rev. A* 38, 364, 1988.
- [7] Miguel M.C., Vespignani A., Zapperi S., Weiss J., Grasso J.R., *Nature*, 410, 667, 2001.
- [8] Weiss J., Richeton T., Louchet F., et. al., *Phys. Rev. B*, 76, 224110 (2007).
- [9] Balík J., *Mat. Sci. Eng. A* 316, 102-108, 2001.
- [10] Lebyodkin M., Dunin-Barkowskii L., Bréchet Y., Estrin Y., Kubin L.P., *Acta mater.*, 48, 2529, 2000.
- [11] Fressengeas C., Beaudoin A.J., Entemeyer D., et. al., *Phys. Rev. B* 79, 014108, 2009.
- [12] Zaiser M., *Advances in Physics*, 55, 185-245, 2006.