



**HAL**  
open science

## Simulation par éléments finis de l'effet Portevin-Le Chatelier dans divers alliages métalliques et à différentes échelles

Matthieu Mazière, Jacques Besson, Samuel Forest, Huaidong Wang, Clotilde Berdin

### ► To cite this version:

Matthieu Mazière, Jacques Besson, Samuel Forest, Huaidong Wang, Clotilde Berdin. Simulation par éléments finis de l'effet Portevin-Le Chatelier dans divers alliages métalliques et à différentes échelles. Neuvième colloque national en calcul des structures, May 2009, Giens, France. pp.437-442. hal-01415746

**HAL Id: hal-01415746**

**<https://minesparis-psl.hal.science/hal-01415746>**

Submitted on 13 Dec 2016

**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.



# Simulation par éléments finis de l'effet Portevin-Le Chatelier dans divers alliages métalliques et à différentes échelles

Matthieu Mazière, Jacques Besson, Samuel Forest, Huaidong Wang, Clotilde Berdin

## ► To cite this version:

Matthieu Mazière, Jacques Besson, Samuel Forest, Huaidong Wang, Clotilde Berdin. Simulation par éléments finis de l'effet Portevin-Le Chatelier dans divers alliages métalliques et à différentes échelles. 9e Colloque national en calcul des structures, May 2009, Giens, France. <hal-01412131>

**HAL Id: hal-01412131**

**<https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01412131>**

Submitted on 8 Dec 2016

**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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

# Simulation par éléments finis de l'effet Portevin - Le Chatelier dans divers alliages métalliques et à différentes échelles

M. Mazière<sup>1</sup>, J. Besson<sup>1</sup>, S. Forest<sup>1</sup>, H. Wang<sup>2</sup>, C. Berdin<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Mines ParisTech / CNRS, Centre des Matériaux / UMR 7633  
BP 87, 91003 Evry, France  
{matthieu.maziere,samuel.forest,jacques.besson}@ensmp.fr

<sup>2</sup> MSSMAT, Ecole Centrale Paris  
Grande Voie des Vignes, 92295 Chatenay-Malabry, France  
{huaidong.wang,clotilde.berdin}@ecp.fr

---

**Résumé** — L'effet Portevin - Le Chatelier apparaît dans de nombreux matériaux métalliques à diverses températures. On présente dans cet article différentes simulations numériques de cet effet effectuées pour différents alliages (aluminium, acier, superalliage base nickel). Si le modèle utilisé reste le même, les paramètres de la loi de comportement et les méthodes d'identification de ces paramètres varient entre les différents matériaux. Les échelles d'étude varient également de la microstructure jusqu'à la pièce pour application aéronautique.

**Mots clés** — Effet PLC, Localisation, Homogénéisation

---

## 1 Introduction

L'effet Portevin - Le Chatelier (PLC) qui se traduit par des oscillations au niveau de la courbe de réponse en traction, a été observé dans de nombreux alliages métalliques et pour différentes géométries d'éprouvettes [1, 2]. Cet effet est dû à une interaction entre les dislocations mobiles et les atomes en soluté appelée vieillissement dynamique [3, 4]. Ce vieillissement dynamique entraîne dans une certaine gamme de température et de vitesse de sollicitation une sensibilité inverse au taux de déformation. Cette sensibilité négative induit un phénomène de localisation de la déformation plastique sous forme de bandes vitesse de déformation plastique qui se propagent dans les éprouvettes de traction, ainsi que des oscillations caractéristiques du phénomène sur la courbe d'équilibre.

L'effet PLC a notamment été observé dans des alliages d'aluminium [5, 6], dans des aciers [7, 8], ou encore dans des superalliages à base de Nickel [9, 10]. Il a même été observé de manière plus surprenante dans des composites aluminium-céramique avec faible [11, 12], ou forte [13] proportion de céramique. Au niveau modèle, le vieillissement dynamique a surtout été décrit à l'aide de deux modèles élasto-visco-plastique permettant de simuler la sensibilité inverse à la vitesse de déformation. Ces modèles proposés d'une part par MacCormick [14], et d'autre part par Kubin-Estrin [15] ont pour l'instant surtout été utilisés pour simuler l'effet PLC dans des éprouvettes [16, 17, 2].

On présente ici un certain nombre de nos travaux déjà réalisés ou en cours sur le sujet afin de montrer que le modèle de MacCormick permet de décrire l'effet PLC pour différents matériaux,

différentes températures, et à différentes échelles. On s'intéresse ainsi à la simulation de l'effet PLC dans un alliage d'aluminium, un composite aluminium-ceramique, un acier, et un superalliage à base de Nickel ; en travaillant entre la température ambiante et 600 °C ; naviguant depuis l'échelle de la microstructure jusqu'à la pièce aéronautique.

## 2 Modèle

La description de la sensibilité inverse au taux de déformation dans un matériau nécessite la mise en place d'un modèle élasto-visco-plastique adapté. Il existe deux types de modèles dans la littérature. D'un cote, le modèle employé ici et proposé par MacCormick [14] préconise l'introduction d'une variable interne  $t_a$  appelée "temps de vieillissement". De l'autre, le modèle développé par Kubin-Estrin [15] décrit en terme d'instabilités macroscopiques les phénomènes particuliers observés expérimentalement. Le premier de ces modèle a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Zset. L'intégration numérique de la loi de comportement locale a été réalisée de manière mixte en intégrant localement soit avec la  $\Theta$ -méthode soit avec Runge-Kutta. Cette méthode permet à la fois d'éviter les divergences locales et de disposer pour l'intégration globale d'une matrice tangente cohérente et par conséquent d'une meilleure convergence. Des compléments sur cette méthode, ainsi que la description détaillée des équations constitutives du modèle, présentées ci dessous, peuvent être trouves dans [18].

$$\dot{\tilde{\varepsilon}} = \dot{\tilde{\varepsilon}}_e + \dot{\tilde{\varepsilon}}_p \quad (1)$$

$$\tilde{\sigma} = \tilde{E} : \tilde{\varepsilon} \quad (2)$$

$$f(\tilde{\sigma}, p, t_a) = J_2(\tilde{\sigma}) - R(p) - P_1 C_s(p, t_a) \quad (3)$$

$$R(p) = R_0 + Q \left( 1 - e^{-bp} \right) \quad (4)$$

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}_p = \dot{p} \tilde{n} \quad (5)$$

$$\tilde{n} = \frac{\partial f}{\partial \tilde{\sigma}} = \frac{3}{2} \frac{\tilde{s}}{J_2(\tilde{\sigma})} \quad (6)$$

ou  $J_2(\tilde{\sigma})$  est le second invariant du tenseur des contraintes,  $\tilde{s}$  est la partie déviatorique du tenseur des contraintes  $\tilde{\sigma}$ ,  $R(p)$  est la loi d'écrouissage isotrope ici non-linéaire, et  $P_1 C_s(p, t_a)$  est le sur-écrouissage induit par le vieillissement dynamique [16, 8].

Par ailleurs, l'instabilité de ce modèle peut être étudié de manière analytique en procédant à une analyse de perturbation linéaire 1D comme décrit dans [10]. On peut ainsi obtenir à partir d'un jeux de paramètre et d'une vitesse de déformation donnés, la valeur théorique de la déformation critique pour laquelle les oscillations vont apparaître lors de simulations par éléments finis d'essais de traction simple. Il est donc possible de tenir compte de la valeur expérimentale de cette information lors de l'identification des paramètres matériaux.

## 3 Alliage Al – Mg - Composite AlMg – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / Echelle de la micro-structure :

Le comportement elasto-visco-plastique d'un alliage Al – Mg a été identifié à partir des essais réalisés à température ambiante pour trois vitesses différentes [11] sur des plaques rectangulaires. Les paramètres du modèle ont été identifiés sur un élément de volume en tenant compte : (i) du niveau moyen d'écrouissage, (ii) de la sensibilité à la vitesse de déformation, (iii) de la déformation plastique critique pour laquelle les oscillations débutent. Puis, ces paramètres ont été utilisé afin de

simuler les expériences sur les trois plaques. Les courbes de traction expérimentales et simulées pour des vitesses de sollicitations de  $10^{-3}s^{-1}$ ,  $10^{-4}s^{-1}$ , et  $10^{-5}s^{-1}$ , sont respectivement données figures 1 (a), (b), et (c). La forme des oscillations de chaque courbe de réponse en traction, et les déformations critiques ont été correctement simulés pour chaque vitesse.

Le comportement en traction d'un composite  $Al - Al_2O_3$  présentant l'effet PLC [11, 13, 12] a ensuite été simulé en utilisant des structures périodiques ; dans un premier temps en deux dimension (cf. figure 1 (e)), puis en 3D à l'aide d'un tétraèdre représenté figure 1 (f) et (g). La structure 2D composée d'une inclusion élastique dans une matrice  $Al - Mg$  (comportement obtenu précédemment) a été utilisée pour simuler la réponse en traction à différentes vitesses de sollicitations de plusieurs composites présentant différentes fractions volumiques d'inclusions. Le réponse en traction d'une telle structure est par exemple donnée figure 1 (d) pour diverses vitesses de sollicitations pour une fraction volumique de 2% d'inclusions de ceramique. De nombreuses simulations 3D avec différentes fractions volumiques et différentes vitesses de sollicitation sont en cours afin d'étudier l'influence de ces deux paramètres sur la déformation critique et la forme des oscillations.

#### **4 Acier au C – Mn / Echelle de l'éprouvette :**

L'effet PLC a été observé pour différentes températures (150 °C - 250 °C) et différentes vitesses de sollicitations lors d'essais de traction sur un acier au carbone manganèse utilisé dans le circuit secondaire de refroidissement des réacteurs à eau pressurisée [19]. L'identification a été réalisée à partir d'une base d'essais contenant sept températures et deux vitesses différentes. L'optimisation des paramètres a été effectuée de manière à obtenir une évolution relativement physique de certains paramètres du modèle en fonction de la température (exemple  $P_1$  figure 2 (a)), tout en laissant l'évolution de certains autres libres (exemple  $Q$  figure 2 (a)).

La réponse mécanique a ensuite été simulée sur des éprouvettes de traction lisses, entaillées, et de ténacité (type CT). On peut observer figure 2 (b), la relativement bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques à 200 °C pour deux vitesses de sollicitation ( $10^{-2}s^{-1}$  et  $10^{-4}s^{-1}$ ). On peut voir également sur cette figure les bandes de localisation de la déformation plastique lors de la simulation à  $10^{-4}s^{-1}$ . Des travaux sont actuellement en cours afin d'enrichir la base d'essais et d'améliorer l'identification multi-température des paramètres du modèle.

#### **5 Super alliage à base de Nickel / Echelle de la structure :**

L'Udimet 720 est un super alliage à base de Nickel utilisé notamment pour fabriquer certains disques de turbines des moteurs d'hélicoptères. L'effet PLC a été observé dans ce matériau entre 300 °C et 600 °C [10, 18], c'est à dire notamment dans la plage d'utilisation des disques en vol. Le modèle a été identifié de manière à simuler, comme pour les autres matériaux la localisation de la déformation dans des éprouvettes en se concentrant sur la température moyenne d'utilisation des disques à savoir 500 °C. Le comportement ainsi obtenu a tout d'abord été testé en simulant des éprouvettes entaillées (cf. figure 3), pour valider le fait que les oscillations sur les courbes d'équilibre, et la localisation de la déformation ont lieu pour d'autres structures que les éprouvettes lisses, par nature plus propices au développement des instabilités.

Des disques de turbomachines en rotation ont ensuite été simulés pour observer que dans ce cas également, pour un chargement suffisamment important, des localisations apparaissent sous forme de bandes de vitesse de déformation plastique. On peut observer figure 4 cette localisation. Le principal résultat de cette étude développée dans [18] est que si l'effet PLC augmente localement les contraintes dans le disque, il ne semble pas influencer sur la vitesse d'éclatement de ce dernier constituée par le maximum de sa courbe d'équilibre.

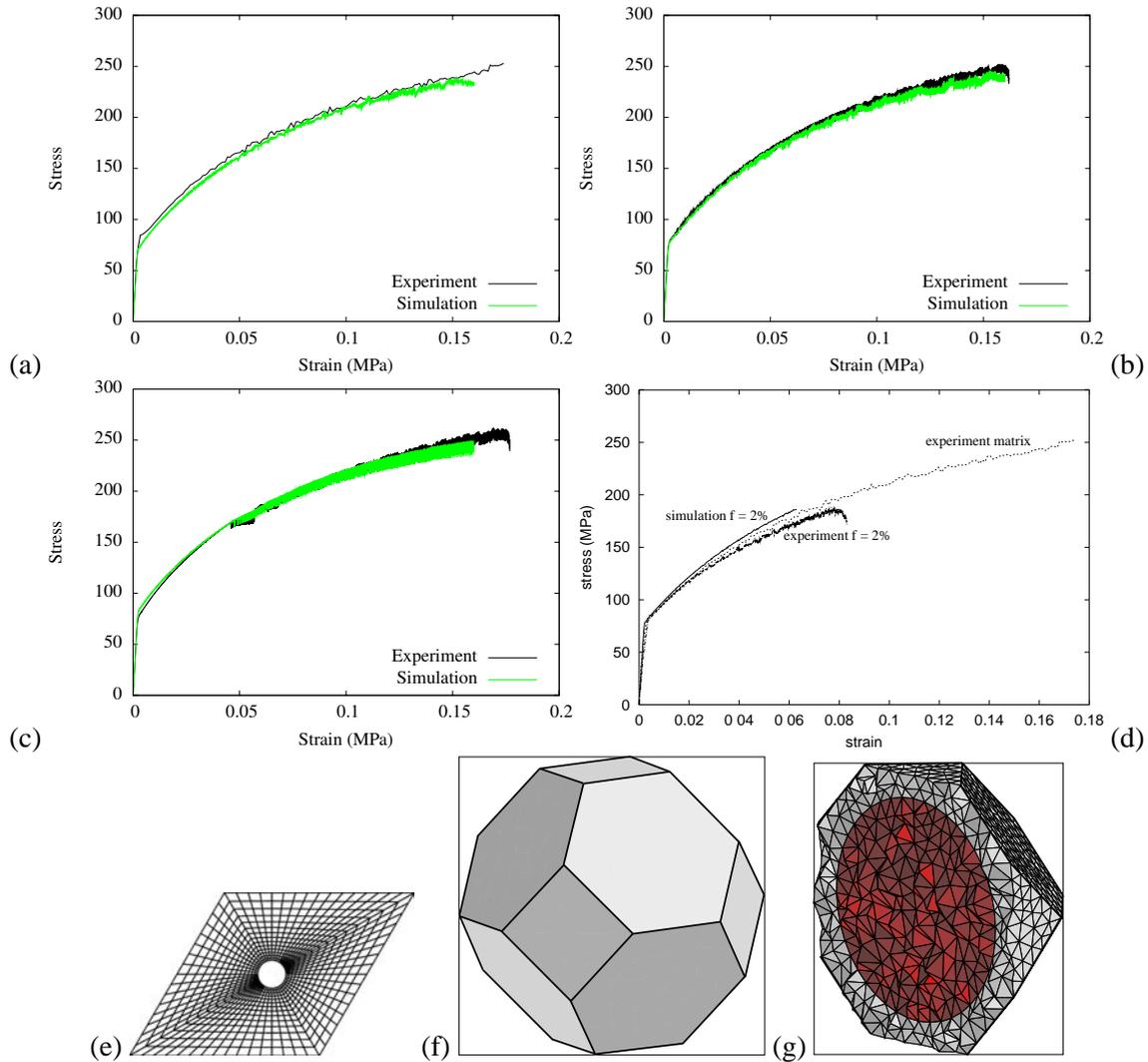


Figure 1 – Courbes de traction expérimentales et simules de plaque en  $Al - Mg$  pour des vitesses de sollicitation de (a)  $10^{-3} s^{-1}$ , (b)  $10^{-4} s^{-1}$ , (c)  $10^{-5} s^{-1}$ . (d) Courbe de traction simule pour un composite  $AlMg - Al_2O_3$  avec 2% d'inclusions de ceramique pour differentes vitesses de sollicitation [12]. (e) Structure périodique 2D à une inclusion de 2% en volume Tétraikaïdèdre utilise pour les simulations périodiques 3D avec 59% de fraction volumique (f) en vue extérieure, (g) en coupe.

## Remerciements

Les auteurs souhaitent remercier les personnes et organismes suivants pour leur collaboration lors des différents travaux présentés ici : H.Dierke et S.Graff pour l'alliage  $Al - Mg$ , T.Mortensen pour le composite  $AlMg - Al_2O_3$ , J.Belotteau et EDF pour l'acier au  $C - Mn$ , Turbomeca pour l'Udimet720.

## Références

- [1] A. Le Chatelier. Influence du temps et de la temprature sur les essais au choc. *Revue de métallurgie*, 6 :914–917, 1909.

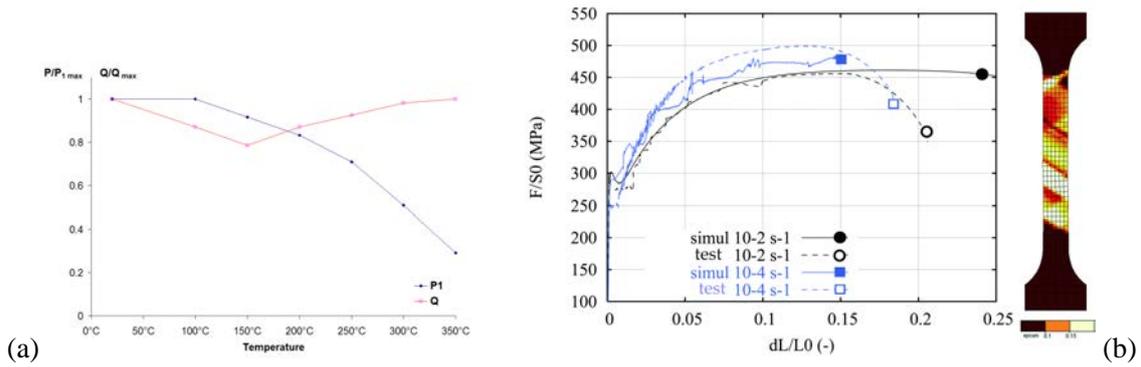


Figure 2 – (a) Evolution après identification des paramètres  $Q$  et  $P_1$  avec la température. (b) Courbes expérimentales et simulées pour un Acier au  $C - Mn$  à 200 °C pour deux vitesses de sollicitation [19].

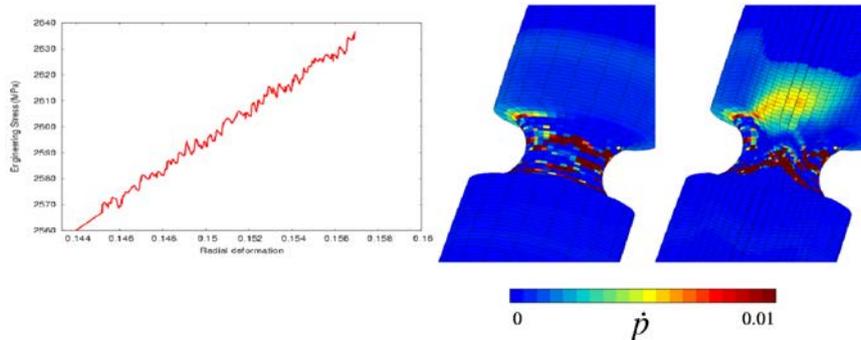


Figure 3 – Simulation de l'effet PLC dans une éprouvette cylindrique entaillée en Udimet 720.

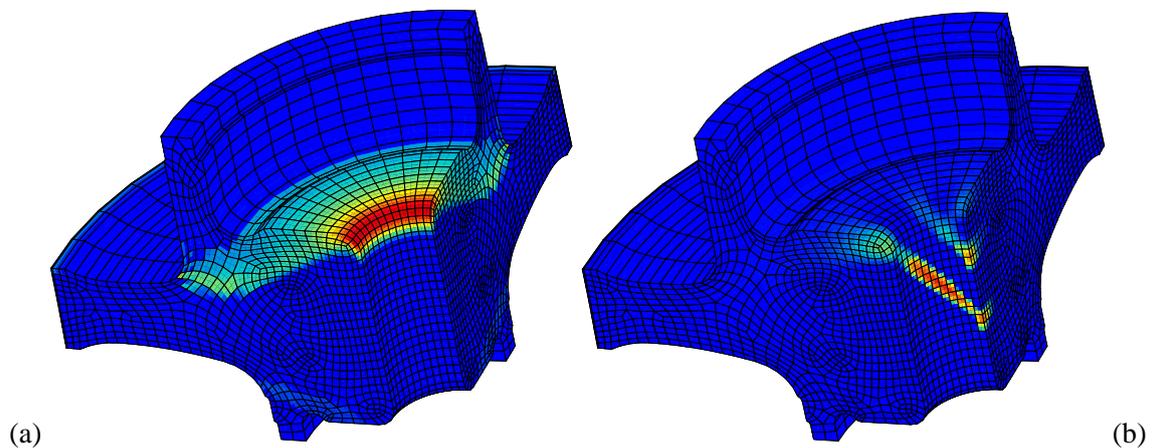


Figure 4 – Simulation de l'effet PLC dans une disque de turbomachine en Udimet 720 en rotation pour un chargement (a) faible (b) plus important. La localisation de la déformation apparaît lorsqu'on augmente la vitesse de rotation.

[2] A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, O.S. Hopperstad, I. Koutiri, and R. Nogueira de Codes. An experimental and numerical investigation of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *Int. J. Plasticity*, 24 :1916–1945, 2008.

[3] A.H. Cottrell. A note on the Portevin-Le Chatelier effect. *Phil. Mag.*, 44 :829–832, 1953.

- [4] A. van den Beukel. Theory of the effect of dynamic strain ageing on mechanical properties. *Phys. Status Solidi*, 30 :197–206, 1975.
- [5] F. Le Chatelier and A. Portevin. Sur le phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation. *C. R. Acad. Sci. Paris*, 176 :507–510, 1923.
- [6] O.S. Hopperstad, T. Borvik, T. Berstad, and A. Benallal. Finite element simulations of the Portevin - Le Chatelier effect in aluminium alloy. *J. Phys. IV*, 134 :435–441, 2006.
- [7] H. Louche and Chrysochoos. Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation. *Mat. Sci. and Eng.*, 307 :15–22, 2001.
- [8] S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin, and J.-L. Béchade. Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimen : experiments and finite element simulations. *Mat. Sci. and Eng.*, 387 :181–185, 2004.
- [9] V. Garat, J.M. Cloue, D. Poquillon, and E. Andrieu. Influence of Portevin-Le Chatelier effect on rupture mode of alloy 718 specimens. *Journal of Nuclear Materials*, 375 :95–101, 2008.
- [10] M. Maziere, J. Besson, S. Forest, B. Tanguy, H. Chalons, and F. Vogel. Numerical modelling of the Portevin-Le Chatelier effect. *European Journal of Computational Mechanics*, 17 :761–772, 2008.
- [11] H. Dierke, F. Krawehl, S. Graff, S. Forest, J. Sach, and H. Neuhäuser. Portevin - Le Chatelier effect in Al-Mg alloys : Influence of obstacles - experiments and modelling. *Comput. Mat. Sci.*, 39 :106–112, 2007.
- [12] S. Graff, H. Dierke, S. Forest, H. Neuhäuser, and J.-L. Strudel. Finite element simulations of the Portevin - Le Chatelier effect in metal-matrix composites. *Philosophical magazine*, 88 :3389–3414, 2008.
- [13] A. Miserez and A. Mortensen. Fracture of aluminium reinforced with densely packed ceramic particles : influence of matrix hardening. *Acta Mater.*, 52 :5331–5345, 2004.
- [14] P. MacCormick. Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing. *Acta Metall.*, 36 :3061–3067, 1989.
- [15] L. Kubin and Y. Estrin. The Portevin le Chatelier effect in deformation with constant stress rate. *Acta Metall.*, 33 :397–407, 1985.
- [16] S. Zhang, P.G. McCormick, and Y. Estrin. The morphology of Portevin- le Chatelier bands : finite element simulation for Al-Mg-Si. *Acta Mater.*, 49 :1087–1094, 2001.
- [17] S. Graff, S. Forest, J.-L. Strudel, C. Prioul, P. Pilvin, and J.-L. Béchade. Finite element simulations of dynamic strain ageing effects at v-notches and crack tips. *Scripta Materialia*, 52 :1181–1186, 2005.
- [18] M. Maziere. *Overspeed burst of turboengine disks*. PhD thesis, Mines Paris - ParisTech, 2006.
- [19] J. Belotteau. *Prévision de la déchirure ductile des aciers au C-Mn en présence de vieillissement statique et dynamique*. PhD thesis, Ecole Centrale Paris, 2009.