

A propos de la rupture des alliages à mémoire de forme

V. TAILLEBOT^a, C. LEXCELLENT^a, P. VACHER^b

a. Institut Femto-St, Département de Mécanique Appliquée, 24 chemin de l'Épitaphe, 25000 BESANCON

b. Laboratoire SYMME, Polytech'Savoie, 5 chemin de Bellevue, 74944 ANNECY LE VIEUX

Résumé :

Le comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme est à présent bien maîtrisé. Cependant un frein à leur utilisation pérenne est la méconnaissance de leur comportement à la rupture. Dans le but de combler cette lacune partielle, des essais de rupture sur des éprouvettes entaillées en NiTi ont été effectués. Une attention particulière a été portée à la détection des surfaces de transformation de phase au voisinage de la pointe de fissure par mesure de champ cinématique et leur prédiction par calcul.

Abstract:

The thermomechanical behavior of shape memory alloys is now well mastered. However, a hindrance to their sustainable use is the lack of knowledge of their fracture behavior. With the aim of filling this partial gap, fracture tests on notched specimens in NiTi have been made. Particular attention was paid to the surfaces detection of phase transformation in the vicinity of the crack tip by kinematic field measurement and their analytical prediction.

Mots clefs : alliage à mémoire de forme, transformation de phase, rupture, NiTi

1 Introduction

Les AMF présentent une transformation de phase martensitique lorsqu'ils sont soumis à une action mécanique ou thermique. Celle-ci permet à l'alliage de grandes déformations réversibles qui caractérisent l'effet pseudoélastique des AMF. Sur un matériau entaillé, la transformation martensitique au voisinage de la pointe de fissure contribue à augmenter la résistance à la rupture par rapport à un alliage classique. La compréhension du comportement à la rupture de ces alliages a pour préalable la connaissance/description du phénomène de localisation en pointe de fissure de la transformation martensitique induite sous contrainte. Plusieurs études expérimentales, théoriques ou numériques y sont consacrées. Ici, nous intéressons à l'observation des zones de transformation (uniquement en mode I) et leur prédiction par calculs analytiques avec, pour cas d'application, un Nickel-Titane.

2 Étude expérimentale du mode I en cas des contraintes planes

2.1 Matériau et éprouvette

Le matériau utilisé est un NiTi superélastique de composition massique Ni-55.41% - Ti-44.59%. Des essais de traction pilotés en déformation à $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ caractérisent la courbe d'hystérésis de l'alliage. Les paramètres mécaniques retenus sont la contrainte de début de transformation de 460 Mpa (début du plateau de transformation) et l'étendue du plateau transformation (en déformation) de [0.7%-5.5%].

La géométrie des éprouvettes de rupture a été choisie pour convenir aux hypothèses du calcul des facteurs d'intensité de contraintes issus du Handbook [1]. Les dimensions de l'éprouvette rectangulaire sont 90 mm x 30 mm x 2 mm. Une entaille de longueur a de 10 mm est réalisée par électroérosion à fil. Celle-ci est perpendiculaire à la dimension la plus grande, débouchante sur un bord et centrée (FIG.1). L'électroérosion permet de réaliser des rayons en pointe de fissure jusqu'à un minimum de 0.25 mm. Pour la corrélation d'images, une des faces de l'échantillon est préalablement recouverte d'un mouchetis aléatoire mat (une couche de peinture noire, puis projection d'un mouchetis de peinture blanche).

2.2 Instrumentation et essais mécaniques

Les essais de rupture ont été réalisés au laboratoire SYMME à Annecy sur une machine de traction INSTRON, à température ambiante. L'éprouvette est maintenue par des mors sur une largeur de 25 mm. Une caméra CCD est placée à une distance d'environ 20 cm de la face mouchetée et réalise une acquisition à 1Hz. Les essais sont pilotés en déplacement à une vitesse de 0.02 mm/s. Divers rayons de fissure pour les échantillons sont testés : 0.25 mm, 0.5 mm, 1 mm et 1.5 mm. Les deux enregistrements (fichier de machine de traction, images CCD) ne sont pas synchronisés, le recalage se fait « manuellement ».

2.3 Résultats et discussion

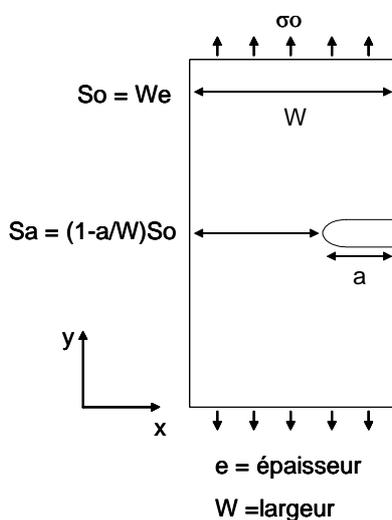
2.3.1 Généralités et facteur d'intensité de contraintes

Le facteur d'intensité de contraintes K_I est utilisé pour se référer au chargement appliqué lointain. Le Handbook [1] donne la formule empirique dans le cas du chargement et de la géométrie suivante (FIG.1) dans le cas où $\frac{a}{W} \leq 0.6$:

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{\Pi a_{eff}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (1)$$

avec
$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1.122 - 0.231\left(\frac{a}{W}\right) + 10.55\left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30.39\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (2)$$

et σ_0 , la contrainte appliquée sur l'éprouvette calculée comme le rapport de la force appliquée et de la section transversale de l'éprouvette S_0 et, a_{eff} la longueur effective de la fissure que l'on prendra égale à a en raison de la petite taille de la zone de transformation et de son confinement au voisinage de la pointe de fissure.



Rayon de fissure (mm)	0,25	0,5	1	1,5
Force à la rupture F_0 (kN)	17.22	19.36	20.56	21.88
Contrainte à la rupture estimée σ_0 (MPa)	287	322,5	342,5	364,5
$\sigma_0 = F_0/S_0$				
Facteur critique d'intensité de contraintes K_{IC} ($MPa\sqrt{m}$)	91	102	108	115

FIG. 1 – Schéma de l'échantillon.

En prenant pour valeur de contrainte, la contrainte maximale à la rupture, on détermine le facteur critique d'intensité de contrainte K_{IC} qui représente la ténacité de l'éprouvette. S.Daly et al. [2] ont montré expérimentalement que la valeur de K_{IC} ne variait pas en fonction du ratio $\frac{a}{W}$ à une température fixée

(ambiante). Pour comparaison, S.Daly trouvait $51.4 MPa\sqrt{m}$ pour des plaques minces de 30 mm x 13 mm x 150 μ m sans préciser le rayon de fissure. Les essais illustrent que la ténacité de l'éprouvette augmente avec le rayon de fissure.

Des mesures de champs réalisées pendant l'essai de rupture permettent d'observer la forme et la taille de la zone de transformation martensitique et la distribution des déformations.

2.3.2 Les champs de déplacement

Nous présenterons les résultats de l'essai que subit l'éprouvette usinée avec un rayon de fissure ρ de 1 mm. La zone d'étude est un rectangle d'environ 62.5 mm de large sur 78 mm de long. Pendant toute la durée de l'essai, la caméra CCD acquiert des images : un instantané du mouchetis. Le logiciel de corrélation d'images « 7D » développé au laboratoire SYMME par P.Vacher permet d'obtenir une cartographie du champ de déplacement et de déformations. L'observation du champ de déplacement local dans la zone d'étude donne un déplacement horizontal non nul : un léger glissement de l'éprouvette suivant la direction x imputable à un dépassement d'environ 5 mm de l'éprouvette par rapport au mors.

2.3.3 Les champs de déformation

Qualitativement, au cours de l'essai, une concentration en déformation, localisée en pointe de fissure est bien visible pour chaque essai. La déformation longitudinale ε_{yy} a été choisie comme premier indicateur du niveau de transformation martensitique. Les seuils de transformation (début et fin) sont déterminés par les limites du plateau martensitique obtenues avec des essais de traction uniaxiale.

Les figures suivantes (FIG. 2, FIG. 3, FIG. 4) montrent le champ de déformation au voisinage de la pointe de fissure à trois stades de chargement. La résolution des images est de 1 pixel pour environ 0.06 mm. Les illustrations sont des vignettes d'environ 3 mm de côté.

Cette concentration de déformations se développe en deux lobes pratiquement symétriques de part et d'autre de la fissure orientés d'environ 60° par rapport à la fissure horizontale (voir FIG. 4).

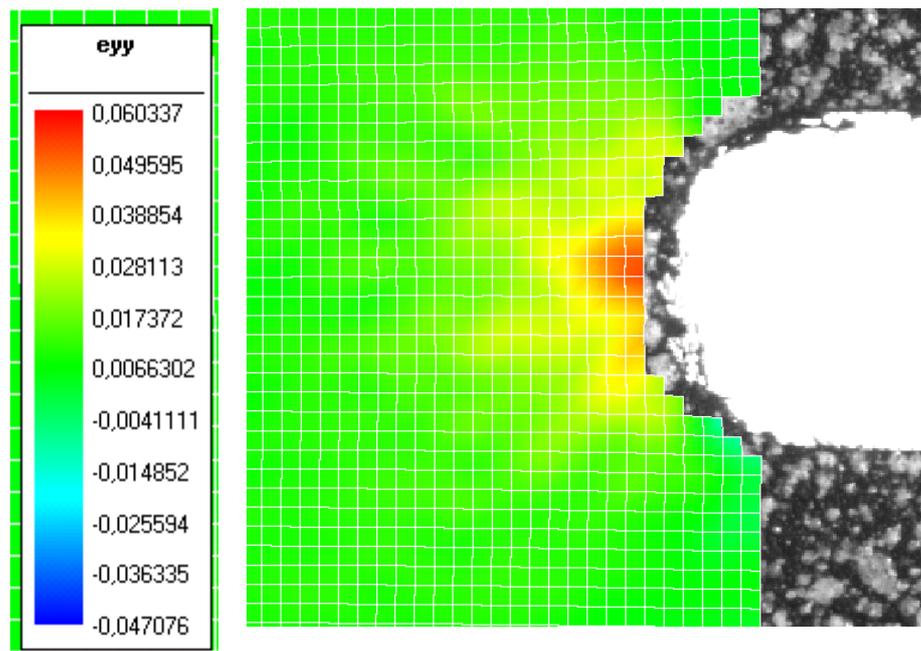


FIG. 2 – Champ de déformation ε_{yy} pour $K_I = 69MPa\sqrt{m}$, $\rho = 1mm$

L'augmentation locale de la déformation longitudinale ε_{yy} au cours du chargement. Pour $K_I = 69MPa\sqrt{m}$, au voisinage de la pointe de fissure, cette déformation atteint 6%, soit l'état martensitique « complet » (rare dans les polycristaux). Il est difficile de mesurer la zone de début de transformation pour des chargements inférieurs en raison de la résolution trop faible des images (voir le paragraphe 3.1.2 pour l'estimation de la taille pour $K_I = 69MPa\sqrt{m}$). La pointe de fissure bénéficie de la transformation de phase et voit sa résistance à la rupture augmenter.

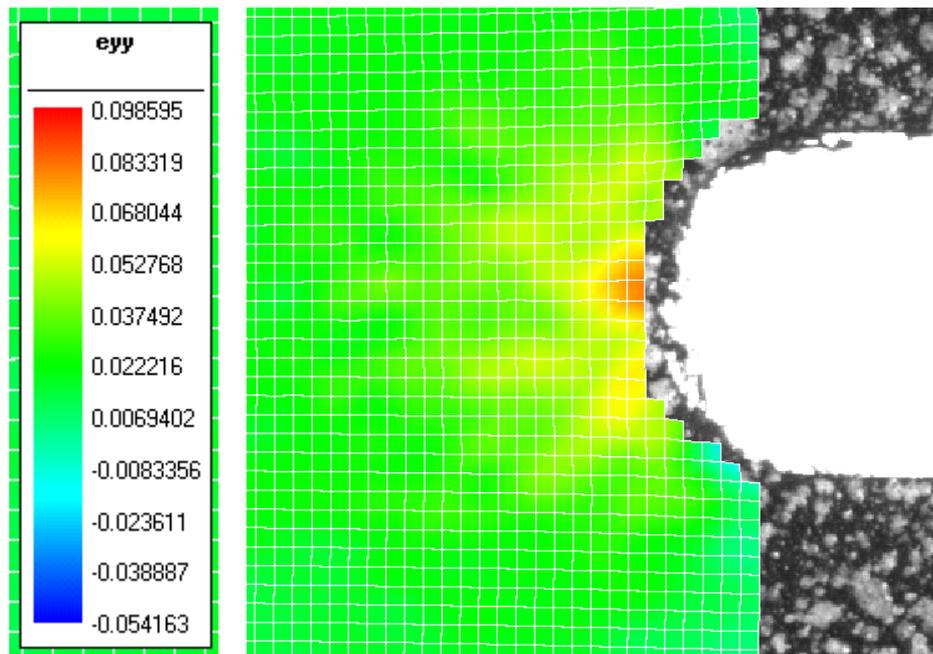


FIG. 3 – Champ de déformation ε_{yy} pour $K_I = 88 \text{MPa}\sqrt{m}$, $\rho = 1 \text{mm}$

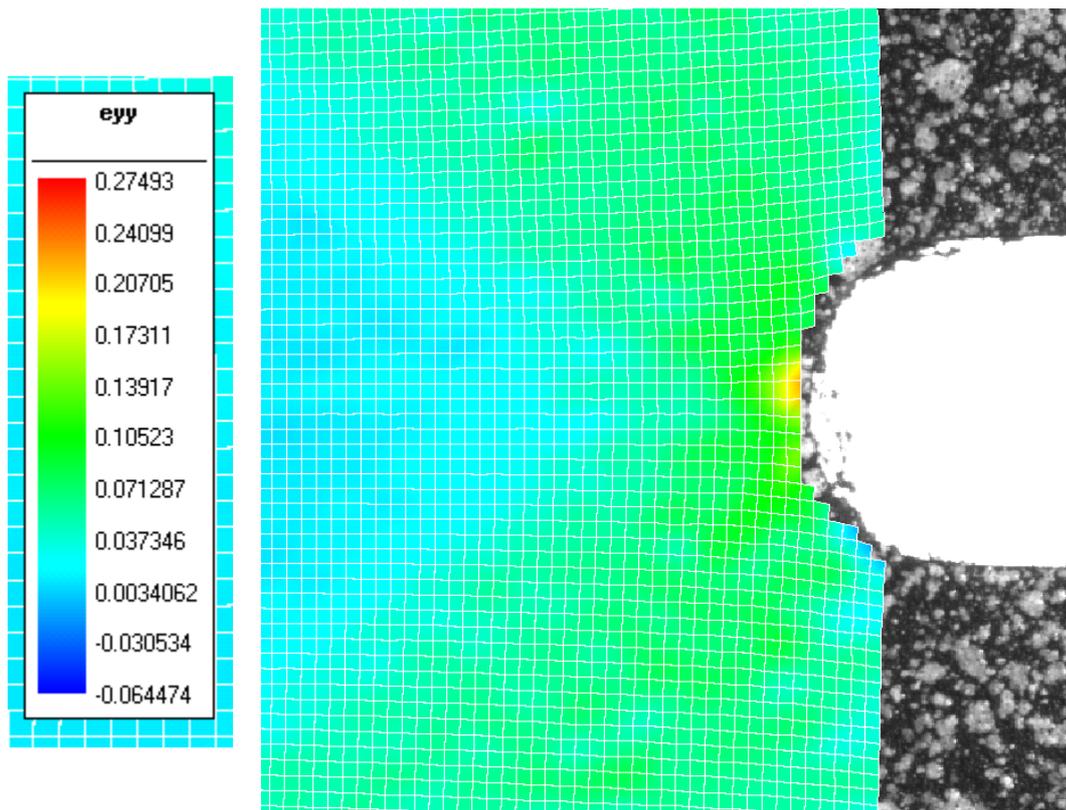


FIG. 4 – Champ de déformation ε_{yy} à la rupture : pour $K_I = 108 \text{MPa}\sqrt{m}$, $\rho = 1 \text{mm}$

3 Comparaison avec des zones de transformation obtenues analytiquement

3.1 Formulation et les surfaces analytiques

Une formulation d'un critère basé sur une contrainte équivalente permet de proposer une surface de début de transformation (L'excellent et al [3]). Elle repose sur le champ de contraintes en mécanique linéaire

élastique de la rupture et prend en compte le comportement dissymétrique en traction-compression de l'AMF à l'aide d'un paramètre de dissymétrie b . Avec $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalent de Huber von Mises et y_σ l'invariant de Lode, σ_c la contrainte de début de transformation, l'équation de la surface de charge est :

$$F(\sigma) = \bar{\sigma}(1 + by_\sigma) - \sigma_c = 0 \quad (3)$$

Pour assurer la convexité de la surface de transformation, le paramètre de dissymétrie doit satisfaire à

$$0 \leq b \leq 1/8 \quad (4)$$

Le cas où b est nul correspond au cas sans dissymétrie. Le modèle présenté ici est différent car il y intègre l'existence du rayon de fissure qui modifie le champ de contraintes élastiques de départ. Une publication détaillera prochainement cette nouvelle formulation. La figure suivante (FIG. 5) donne la surface de début de transformation à une valeur du paramètre de dissymétrie fixé pour différents rayons de fissure.

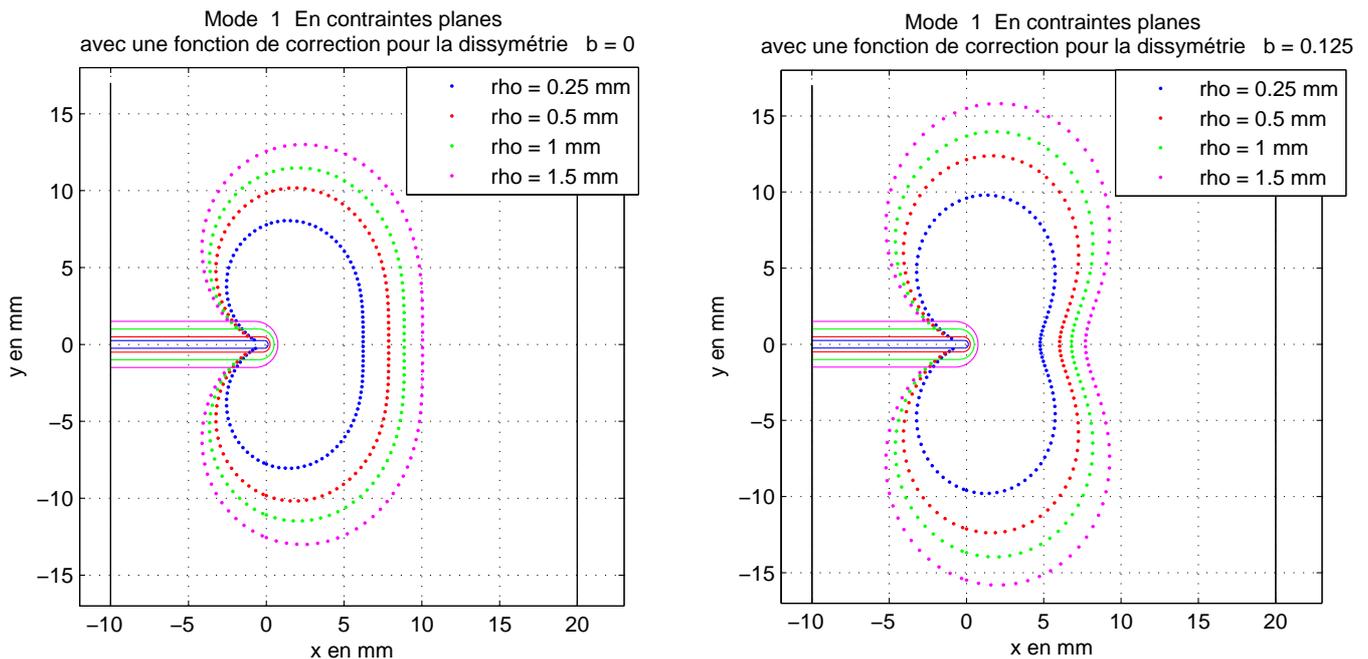


FIG. 5 – Modélisation analytique de la surface de début de transformation en fonction du rayon de fissure de l'éprouvette lors du chargement maximal.

Premièrement, pour un rayon de fissure fixé, la dissymétrie génère un repli de la pseudo-cardioïde au niveau de la droite qui serait le prolongement de l'entaille. Le calcul des aires de transformation montre qu'elle entraîne aussi une augmentation de la surface de charge.

Deuxièmement, les surfaces de transformation ont été tracées pour le chargement expérimental maximal (juste avant la rupture de l'éprouvette), ce qui correspond au facteur critique d'intensité de contraintes de l'éprouvette. L'aire de la zone de transformation augmente avec la valeur du rayon de fissure. Rappelons que le facteur critique d'intensité de contraintes augmente avec le rayon de fissure, diminuant ainsi le degré de triaxialité des contraintes.

3.1.1 Estimation des dimensions des zones de début de transformation pour un rayon de fissure de 1 mm

Les figures suivantes (FIG. 6 et FIG. 7) montrent des zones dans lesquelles la transformation martensitique a commencé pour le cas de chargement $K_I = 69 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La hauteur de la zone de début de transformation, représentée par des flèches rouges sur les figures, est mesurée et comparée. La modélisation analytique donne une taille d'environ 11.3 mm. L'estimation de la hauteur du double lobe avec la corrélation d'images est plus incertaine car de nombreuses sources d'erreurs et d'approximation sont cumulées, et de la définition même du lobe de transformation. Un filtre en déformation permet d'éliminer le champ pour des valeurs

de $\varepsilon_{yy} \leq 0.7\%$ c'est-à-dire le seuil de non transformation en traction simple. La taille maximale possible du lobe est 358 px soit environ 21.82 mm et sa taille minimale est de 258 px soit environ 15.5 mm.

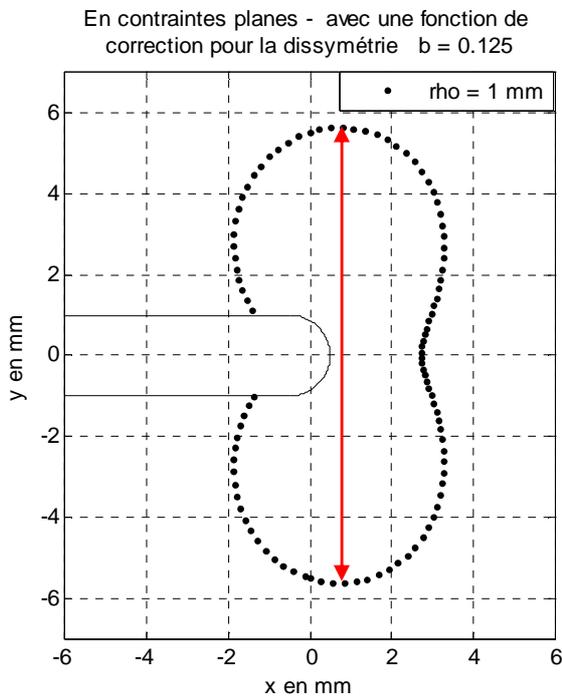


FIG. 6 – Surface de début de transformation (contrainte équivalente) tracée à $K_I = 69MPa\sqrt{m}$

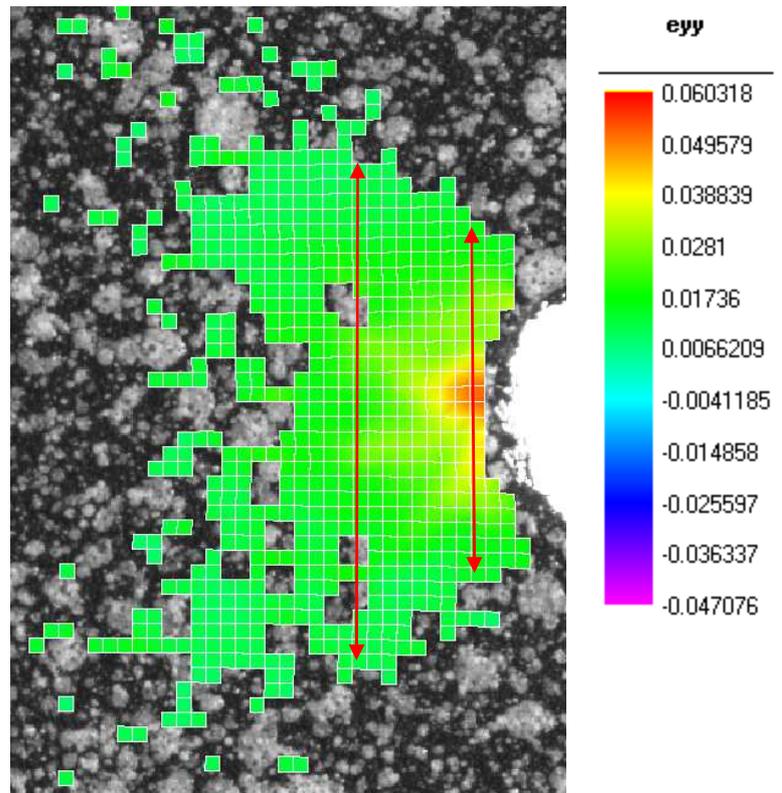


FIG. 7 – Champ de déformation ε_{yy} pour $K_I = 69MPa\sqrt{m}$ avec un filtre à $\varepsilon_{yy} = 0.7\%$.

Malgré les approximations, l'ordre de grandeur est respecté. Il est à noter qu'une surface basée sur une contrainte équivalente en contraintes planes est comparée à une composante du tenseur des déformations mesurée indirectement. Pour remédier à la nature différente de ces informations, la mise en place d'un modèle analytique en déformation est à l'étude.

4 Conclusion

Cette investigation sur la rupture des AMF comporte deux aspects. Le premier analytique a en charge la prédiction des surfaces de transformation à partir de la connaissance des champs élastiques linéaires. Les paramètres de ce modèle sont issus de traction uniaxiale. Le deuxième aspect de cette étude est une investigation expérimentale qui a pour objectif l'observation et la corrélation des zones de transformation avec les prévisions théoriques. La difficulté réside en la taille réduite du phénomène observable qui, de fait, limite beaucoup la précision des tailles des zones de transformation. Malgré cela, les résultats théoriques et expérimentaux concordent assez bien. D'autres résultats expérimentaux seront publiés prochainement.

Références

- [1] The Society of Materials Science, Japan, Editor-in-chief Murakami Y (1987) Stress intensity factors Handbook. Volume1. Cracks in an infinite plate, 1st edition. Pergamon Press, p 188
- [2] Daly S. et al, An experimental investigation of a crack initiation in thin sheets of nitinol, Acta Materialia, 55, 6322-6330, 2007
- [3] Lexcellent C., Laydi M.R., Taillebot V., Analytical prediction of the phase transformation onset zone at a crack tip of a shape memory alloy exhibiting asymmetry between tension and compression, International Journal of Fracture, 169, 1-13, 2011