

# Etude des mécanismes d'endommagement d'un acier bainitique CP1200 sous différents trajets de chargement

P. Martin<sup>a,b</sup>, M.Martinez<sup>b</sup>, C.Keller<sup>c</sup>, E.Hug<sup>b</sup>

a. Faurecia automotive seating, 61100 Caligny, pauline.martin@ensicaen.fr

b. Laboratoire de Cristallographie et Sciences des Matériaux, ENSICAEN, Université de Caen, CNRS UMR 6508, eric.hug@ensicaen.fr, mayerling.martinez@ensicaen.fr

c. Groupe de Physique des Matériaux, CNRS UMR 6634, Université de Rouen, INSA de Rouen, Saint-Etienne du Rouvray, clement.keller@insa-rouen.fr

**Mots clés** : Acier complexe phase ; endommagement ; taux de triaxialité

## Résumé

Lors de la mise en forme de pièces dans l'automobile les matériaux subissent localement des sollicitations mécaniques variées. L'endommagement créé lors des déformations n'est donc pas homogène dans une structure. Afin de déterminer les possibles faiblesses générées, la connaissance du lien entre l'endommagement et les sollicitations mécaniques est nécessaire. Cette étude s'intéresse à l'endommagement des aciers Complexe Phases (CP). La variation du taux de triaxialité est mise en évidence en exerçant une traction monotone sur des éprouvettes entaillées et par des essais cycliques de traction/compression. La localisation des vides dans la microstructure montre que les aciers CP1200 sont faiblement résistants au développement de l'endommagement. La rupture survient rapidement après la germination des vides aux interfaces. De plus l'augmentation du taux de triaxialité réduit la présence d'endommagement.

## 1. Introduction

Afin de réduire la consommation d'énergie des véhicules et d'augmenter la sécurité pour les passagers, les entreprises s'intéressent aux aciers à haute résistance (AHSS) tels que les aciers CP. Ils se caractérisent par une matrice bainitique avec de l'austénite résiduelle [1-2]. La présence de plusieurs phases finement imbriquées est un paramètre qui complique la compréhension des mécanismes de déformation et d'endommagement. Lors de leur mise en forme, les matériaux subissent de nombreuses sollicitations mécaniques complexes, monotones ou alternées, caractérisées par différents taux de triaxialité. L'endommagement au sein d'une pièce n'est donc pas homogène pouvant ainsi générer des zones de faiblesse dans les pièces.

Dans cette étude deux méthodes de mesure d'endommagement sont présentées. Tout d'abord l'endommagement est mesuré par la réduction du module d'Young lors d'essais de traction/compression, une réduction de ce paramètre à la décharge pouvant être assimilée à la création d'endommagement [3]. Ensuite, l'impact du taux de triaxialité sur la formation des vides est aussi quantifié à l'aide d'observations microstructurales.

## 2. Matériau et procédures expérimentales

### 2.1 Propriétés métallurgiques

Un acier CP1200 d'épaisseur 1,59mm est étudié. Les éléments chimiques principaux sont présentés dans la table 1 (données fournisseur). La présence de silicium (Si) dans les aciers CP permet d'augmenter la quantité d'austénite résiduelle. Cette dernière phase augmente la ductilité du matériau [4-5].

Element	C	Si	Mn	Cr+Mo	Ti+Nb
Composition (wt.%)	0.14	0.99	2.71	0.16	0.01

**Table 1.** Composition chimique du CP1200 étudié

Afin de révéler la microstructure, les échantillons ont été attaqués par une solution contenant 10% de sodium métabisulfite pendant 10s. L'observation des échantillons a été effectuée au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB) et au microscope électronique à transmission (MET). Les contrastes chimiques permettent de séparer la bainite de l'austénite résiduelle [6].

### 2.2 Mesure de l'endommagement

L'endommagement des matériaux se définit comme la création de nouvelles surfaces. Il peut s'exprimer par l'équation suivante (Eq. (1))[3]:

$$D = \frac{S_{eff}}{S} \quad (1)$$

Avec  $S_{eff}$  la section endommagée et  $S$  la section non endommagée.

Comme illustré dans la littérature [7] l'endommagement des aciers est fonction du chargement mécanique. Afin de caractériser cet impact sur les CP1200, des essais de traction sur des éprouvettes entaillées ont été réalisés. Des rayons d'entailles de 0,5 mm et 5 mm ont été choisis afin d'obtenir des taux de triaxialité théoriques ( $\eta$ ) entre 0,5 et 1. Ces résultats ont été comparés à des essais de traction monotone ( $\eta=0,3$ ).

En complément, des essais de traction/compression ont été réalisés afin d'observer l'impact d'un chargement alterné sur l'endommagement. Afin de limiter le flambement des éprouvettes au cours de la compression, un dispositif spécial a été conçu. D'après les travaux de Lemaitre, la contrainte effective peut s'exprimer dans le domaine élastique par (Eq. (2)) [3]:

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} = E \varepsilon_e \quad (2)$$

L'endommagement peut ainsi être mesuré par des essais cycliques en appliquant l'équation suivante :

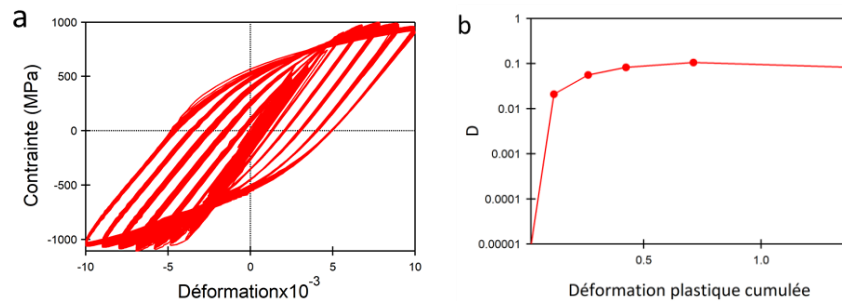
$$D = 1 - \frac{E_{eff}}{E} \quad (3)$$

Afin de faire le lien entre l'endommagement mesuré mécaniquement et l'endommagement présent dans la microstructure, la quantité des vides a été mesurée à mi-épaisseur de l'éprouvette proche de la zone de rupture. Les échantillons déformés ont été polis jusqu'à mi-épaisseur puis électropolis. La fraction surfacique des vides a alors pu être exprimée en fonction de la déformation plastique.

### 3. Résultats expérimentaux et discussion

#### 3.1 Caractérisation mécanique de l'endommagement

Les essais cycliques de traction/compression permettent d'avoir une estimation mécanique de l'endommagement. Afin de le déterminer, des essais cycliques d'amplitude totale de déformation croissante ont été réalisés. Malgré la présence du dispositif anti-flambement, la déformation totale a été limitée à 1%. Les courbes cycliques issues de ces essais sont présentées sur la Fig 1.a tandis que la quantification de l'endommagement associé est représentée sur la Fig 1.b.

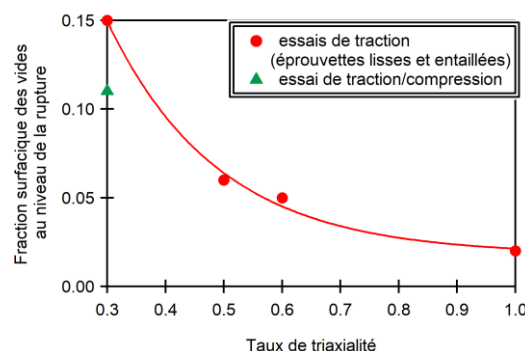


**Figure 1.** (a) Courbes cycliques (b) Evolution de l'endommagement en fonction de la déformation plastique cumulée

L'endommagement obtenu lors des essais cycliques ci-dessus est de 10% pour une déformation plastique cumulée de 1,3. L'accumulation des cycles permet d'obtenir une déformation plastique cumulée plus importante que pour des essais de traction.

#### 3.2 Caractérisation métallurgique associée

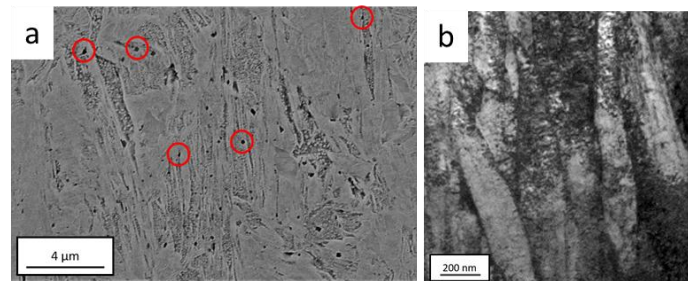
L'endommagement est mesuré pour des essais de traction monotone sur des éprouvettes lisses et entaillées ( $\eta=0,5$ ,  $\eta=0,6$  et  $\eta=1$ ), ainsi que sur des éprouvettes de traction/ compression. La fraction surfacique de vides qui a été quantifiée au niveau de la zone de rupture est représentée figure 2.



**Figure 2.** Evolution de la fraction surfacique des vides en fonction du taux de triaxialité

Les résultats montrent que lorsque le taux de triaxialité augmente, la fraction surfacique de vide est réduite. La rupture du matériau se produit dès l'apparition de vide ne laissant pas la possibilité à l'endommagement de se développer. Une importante différence est observée entre l'endommagement présent après un essai de traction monotone et celui généré par un chargement cyclique. Ce résultat montre une forte dépendance du matériau à son historique de chargement.

La localisation des vides dans la microstructure a ensuite été observée afin de repérer les sites préférentiels conduisant à leur création. Cette étude métallographique (Fig 3a) montre une concentration plus importante des vides au niveau des interfaces bainite/austénite. De nombreuses dislocations sont initialement présentes au niveau de ces interfaces créant en retour des zones de contraintes internes (Fig 3b) [8]. Ces interfaces semblent être des sites d'initiation de l'endommagement.



**Figure 3.** Microstructure du CP1200 (a) au MEB proche de la zone de rupture (b) au MET sur un échantillon non déformé

## 4. Conclusion

Dans cette étude, l'endommagement des CP1200 est étudié sous différents trajets de chargement. L'observation des vides créés lors de la déformation d'éprouvettes en traction monotone, d'éprouvettes entaillées et lors d'essais cycliques en traction/ compression conduit aux conclusions suivantes :

- un faible développement de l'endommagement est observé dans les CP1200. Celui-ci est d'autant plus faible que le taux de triaxialité est important.
- la localisation de l'endommagement se situe principalement sur les interfaces entre l'austénite résiduelle et la bainite. Ces interfaces sont caractérisées par une haute densité de dislocation pouvant être à l'origine de forts gradients de contraintes internes.
- L'endommagement est sensible au trajet de chargement mécanique du matériau. Cet endommagement peut être estimé par la mesure de la réduction du module d'Young.

## Références

- [1] H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels, second, IOM Communications Ltd, 2001.
- [2] S. Zajac, V. Schwinn, K.H. Tacke, Characterisation and Quantification of Complex Bainitic Microstructures in High and Ultra-High Strength Linepipe Steels, Materials Science Forum 500–501 (2005) 387–394.
- [3] J. Lemaitre, A course on damage mechanisms, second, Springer, 1996
- [4] P.J. Jacques, F. Delannay, J. Ladrière, On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels, Metallurgical and Materials Transactions A 32 (2001) 2759–2768.
- [5] M. Katsumata, O. Ishiyama, T. Inoue, T. Tanaka, Microstructure and Mechanical Properties of Bainite Containing Martensite and Retained Austenite in Low Carbon HSLA Steels, Materials Transactions (1991) 715 to 728.
- [6] G. F. Vander Voort, Etching isothermally treated steels, Heat Treating Progress APRIL/MAY 2001 (2001).
- [7] E. Hug, M. Martinez, J. Chottin, Temperature and stress state influence on void evolution in a high-strength dual-phase steel, Materials Science & Engineering A 626 (2015) 286–295
- [8] C. Garcia-Mateo, F.G. Caballero, Advances High Strength Bainitic Steels, Comprehensive Materials Processing, Elsevier, 2014, pp. 165–190.