

## Caractérisation expérimentale du matériau

### II.1 - Caractérisation micrographique

Pour avoir plus d'informations et de connaissances sur l'aspect microstructural du matériau afin de comprendre le processus d'endommagement et de rupture, une étude micrographique a été faite sur un ensemble d'échantillons et d'éprouvettes in-situ. Tous les échantillons ont été polis par des papiers abrasifs et des feutres diamantés (particules de 6, 3 et 1  $\mu\text{m}$ ), puis soumis à une attaque chimique au Nital afin de révéler la surface observée.

#### II.1.1 - Présentation du matériau

La ferrure d'ancrage de ceinture de sécurité utilisée comme support d'étude est fabriquée en acier **S500MC** à Haute Limite d'Élasticité (HLE). Cet acier de construction (**S**), possède une limite d'élasticité minimale de **500 MPa**. Il est obtenu par laminage à chaud (**M**) et préconisé pour les opérations de formage à froid (**C**).

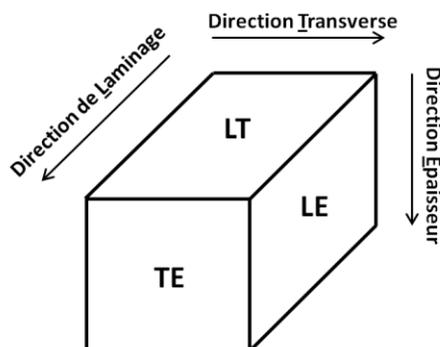
Le matériau semi-fini est réceptionné sous forme des bandes de tôle bobinée d'épaisseur standard de 3,55 mm. Sa composition chimique, est présentée dans le Tableau II-1 [4].

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier HLE-S500MC.

Eléments	C (% max)	Mn (% max)	Si (% max)	P (% max)	S (% max)	Al (% max)	Nb (% max)	V (% max)	Ti (% max)
Valeur	0.12	1.70	0.50	0.025	0.015	0.015	0.09	0.20	0.15

#### II.1.2 - Microstructure du matériau

Les analyses microstructurales s'effectuent à la fois par microscopie optique et également à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) dans les trois plans orthogonaux de la tôle (Figure II-1). La microstructure présentée par la Figure II-2 est composée d'une matrice ferritique montrant des traces de cémentite au niveau des joints de grains. Ces traces occupent environ 2% de la surface analysée, et ne sont pas distribuées de manière homogène. Les grains possèdent une structure quasi-identique dans les trois plans.



LT: plan Laminage - Transverse  
LE: plan Laminage - Epaisseur  
TE: plan Transverse- Epaisseur

Figure II-1 : Trois plans orthogonaux des échantillons préparés pour la caractérisation microstructurale

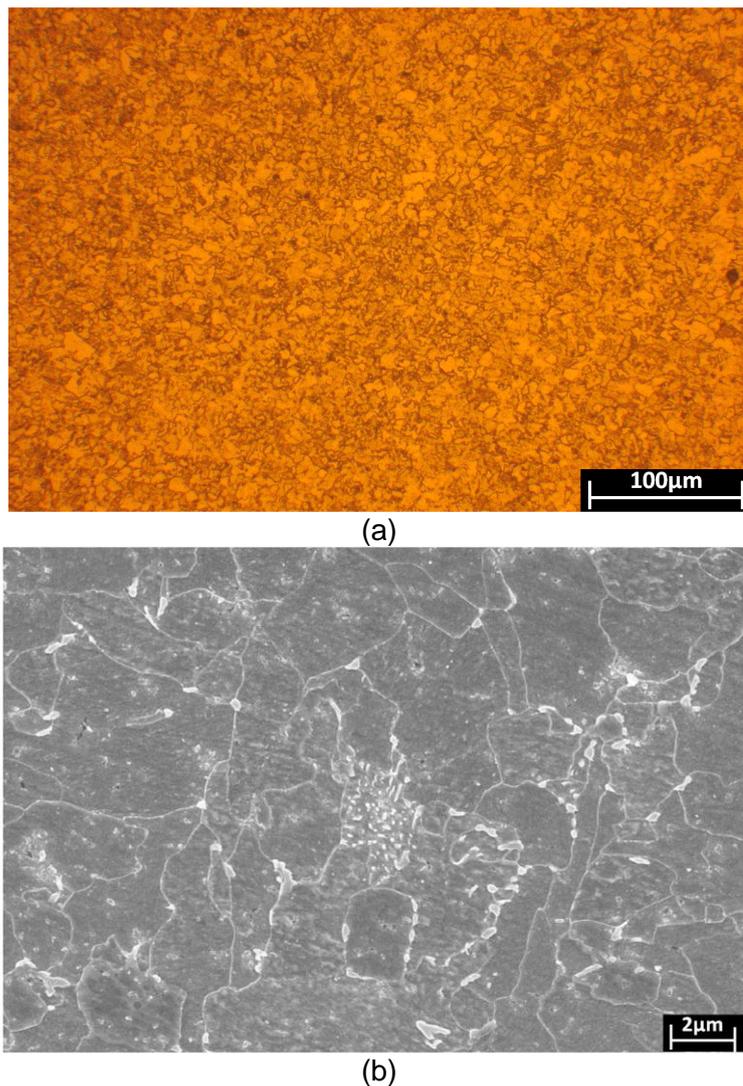


Figure II-2 : Microstructure du S500MC sur le plan LT : (a) par microscope optique et (b) par MEB

Les inclusions créées lors de développement des phases du matériau influencent le comportement de la tôle durant sa mise en forme. Elles représentent la principale cause de l'endommagement du matériau. Une bonne compréhension des mécanismes physiques de l'endommagement demande donc de connaître précisément les caractéristiques qui définissent le taux inclusionnaire : densité inclusionnaire, distribution spatiale, type et morphologie des particules non métalliques...

Des analyses microscopiques sur les trois plans (Figure II-1) ont été effectuées au MEB et par analyse spectrométrique (EDS : Energy Dispersive Spectrometry) pour caractériser les différentes inclusions trouvées dans le matériau. La surface étudiée sur chaque plan est d'environ 40 mm<sup>2</sup>. L'étude consiste à déterminer les compositions chimiques des inclusions afin d'en d'identifier le type.

Les différentes inclusions identifiées sont classées en trois grandes familles :

- les oxydes : FeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,... et des autres inclusions composées dites « complexes » CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeO-CaO, MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO ;
- les sulfures : FeS-CaS ;
- les oxysulfures: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaS, CaO-CaS.

La plupart des inclusions analysées présentent une forme sphérique. Leur taille moyenne (longueur ou diamètre) varie entre 3 et 8 μm. La taille minimale est d'environ 1,2 μm et la taille maximale est environ 12 μm. La Figure A-1 (annexe A) montre quelques exemples d'inclusions observées.

Une technique de mesure par traitement d'images issues d'observations au MEB a permis d'estimer la fraction volumique des inclusions par un balayage sur une surface d'environ 40 mm<sup>2</sup> pour chaque plan. Une trentaine d'images ont été traitées sur chaque face, afin de calculer l'aire de l'ensemble des inclusions par rapport à la surface totale. La Figure II-3 montre un exemple d'image analysée.

En se basant sur l'hypothèse d'une distribution aléatoire des inclusions mesurées, il est possible d'obtenir la fraction volumique des inclusions  $V_I$  à partir des données de l'analyse superficielle par égalité avec la fraction surfacique  $S_I$  [107].

$$V_I = S_I = \frac{S_i}{S_T} \quad (\text{II-1})$$

$S_i$  est l'aire des inclusions mesurées et  $S_T$  est l'aire totale de surface analysée.

Le Tableau II-2 résume les fractions volumiques des inclusions dans les trois plans de la Figure II-1.

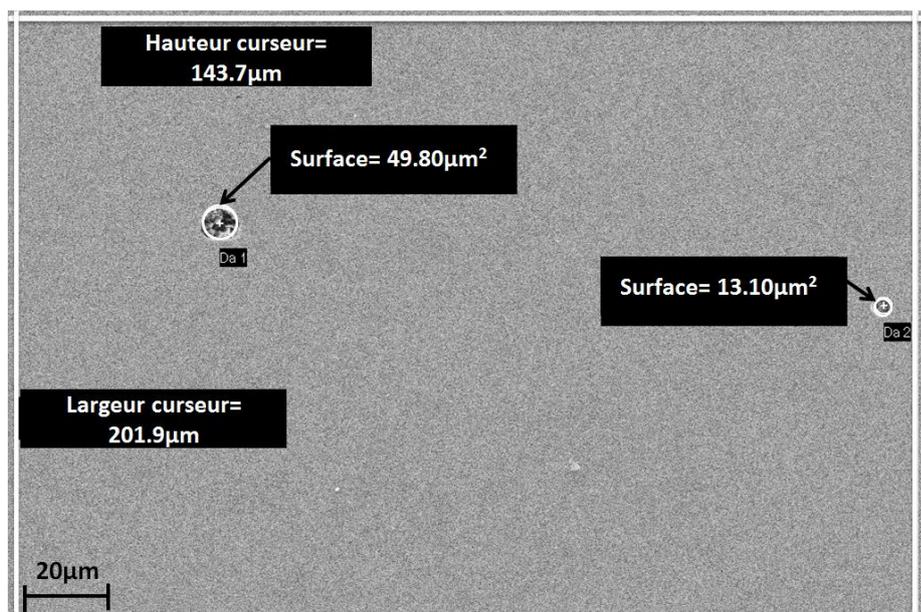


Figure II-3 : Exemple d'image analysée pour déterminer la fraction surfacique des inclusions

Tableau II-2 : Fraction volumique des inclusions selon les trois plans

Plan	Fraction volumique des inclusions $V_I$	Moyenne
LT	0,0017	0.0015
LE	0,0015	
TE	0,0013	

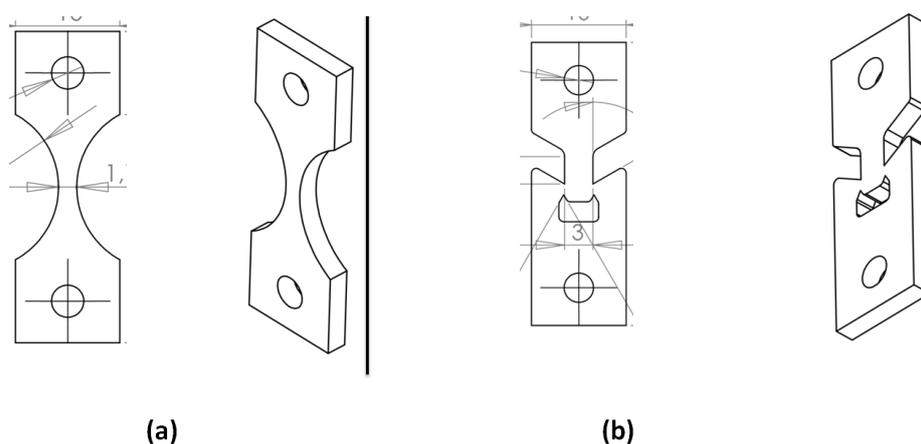
### Essais *In-situ*

Les mécanismes d'endommagement du matériau sont généralement attribués aux effets d'amorçage et de croissance des micros défauts, qui sont habituellement associés à la dégradation des propriétés macroscopiques. Les micros fissures et les microcavités sont deux des principaux défauts du matériau. La nucléation, la croissance et la coalescence de ces micros défauts sont les mécanismes classiques de l'endommagement ductile.

Pour observer l'évolution de la microstructure et identifier les mécanismes de rupture ductile, des essais *in-situ* au MEB avec des géométries différentes d'éprouvettes ont été mis en œuvre pour deux modes d'états de contrainte. La Figure II-4 montre les deux géométries utilisées pour les essais *in-situ*. Les éprouvettes sont conçues de manière à obtenir dans leur zone centrale :

- un niveau élevé de triaxialité de contrainte pour un chargement en traction (Eprouvette 1: Figure II-4-a) ;
- un très faible niveau de triaxialité de contrainte par un chargement en cisaillement (Eprouvette 2: Figure II-4-b).

Les éprouvettes ont été découpées par électroérosion à fil et ont subi une rectification de chaque face pour avoir une épaisseur de 2mm.

Figure II-4 : Géométries des éprouvettes *in-situ* : (a) traction et (b) cisaillement

Le chargement jusqu'à rupture des échantillons a été réalisé en utilisant une platine d'essais implantée dans l'enceinte du MEB. Le paramétrage et la synchronisation de l'essai a été réalisé à l'aide du logiciel Microtest®.

#### II.1.4.1 - Traction in-situ

Trois échantillons ont été testés pour analyser le processus de rupture en traction. La Figure II-5 montre l'évolution de la zone de striction durant la déformation de l'une des trois éprouvettes testées. Le chargement progressif en traction engendre l'augmentation des rayons de la zone utile (Figure II-5-a). Lorsque la charge atteint sa valeur maximale, la striction apparaît dans la zone centrale de l'échantillon (Figure II-5-b). A partir de ce stade l'endommagement s'accumule et se localise en induisant une réduction d'épaisseur (Figure II-5-c). Finalement, la rupture de l'éprouvette se produit en présentant un profil caractéristique de la rupture ductile en traction (Figure II-5-d).

La Figure II-6 montre un exemple d'évolution d'une cavité autour d'une inclusion d'oxyde composé de type  $MgO-Al_2O_3$ . Celle-ci est logée dans la zone de striction de l'éprouvette, où le niveau de triaxialité de contrainte est maximal. La série de clichés a été prise pour différents niveaux de déformation.

L'incompatibilité des propriétés mécaniques de la matrice et des inclusions provoque un amorçage des vides par décohesion des deux phases (Figure II-6-a). Leur accroissement s'effectue de manière progressive sous forme d'ellipsoïdes dans les directions de chargement (Figure II-6-b-c-d-e-f). Cette progression s'effectue de manière continue, avec la création des bandes de glissement et des micro-fissures dans la matrice (Figure A-2, annexe A), jusqu'à un niveau critique à partir duquel l'interaction des cavités induit la détérioration du matériau. Ce stade correspond au mécanisme de coalescence des vides qui est difficilement observable du fait de la rapidité de cette phase.

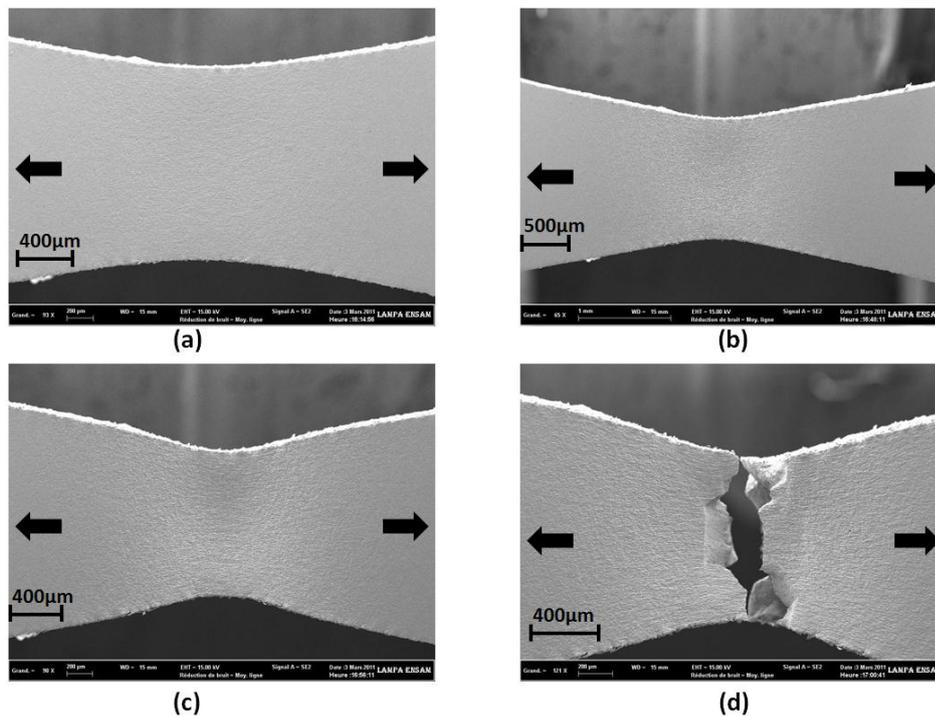


Figure II-5 : Evolution de la zone de striction lors de la traction *in-situ*: (a) juste avant la striction, (b) début de striction, (c) juste avant la rupture et (d) après la rupture

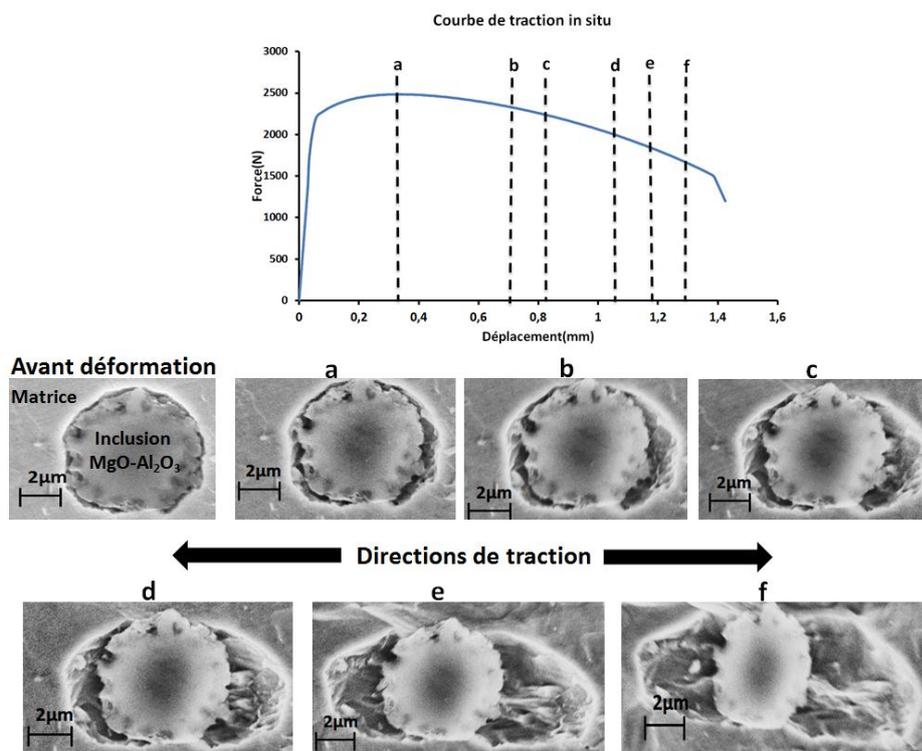


Figure II-6 : Evolution d'une cavité autour d'une inclusion durant un essai de traction *in-situ*

### II.1.4.2 - Cisaillement in situ

- Evolution de la zone de cisaillement :

La Figure II-7 montre l'évolution de la zone de cisaillement de l'éprouvette durant sa déformation. Nous pouvons observer la création d'une zone de cisaillement entre les deux entailles qui évolue jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les contraintes sont localisées le long de cette zone caractérisée par une réduction d'épaisseur. L'amorçage de fissure sur le bord de l'entaille se propage le long de la zone jusqu'à la rupture complète de l'échantillon. La zone arrondie sur le bord est typique de la réorientation des fibres dans les deux directions de cisaillement, créant ainsi une bavure causée par l'étirage de la matière.

- Evolution de la matrice :

La Figure II-8 illustre un exemple des micro-fissures dans la matrice. La création des bandes de cisaillement sous l'effet de la localisation des déformations provoque l'apparition de micro-fissures qui s'allongent dans les directions de cisaillement et forment des vides (microcavités) dans la matrice.

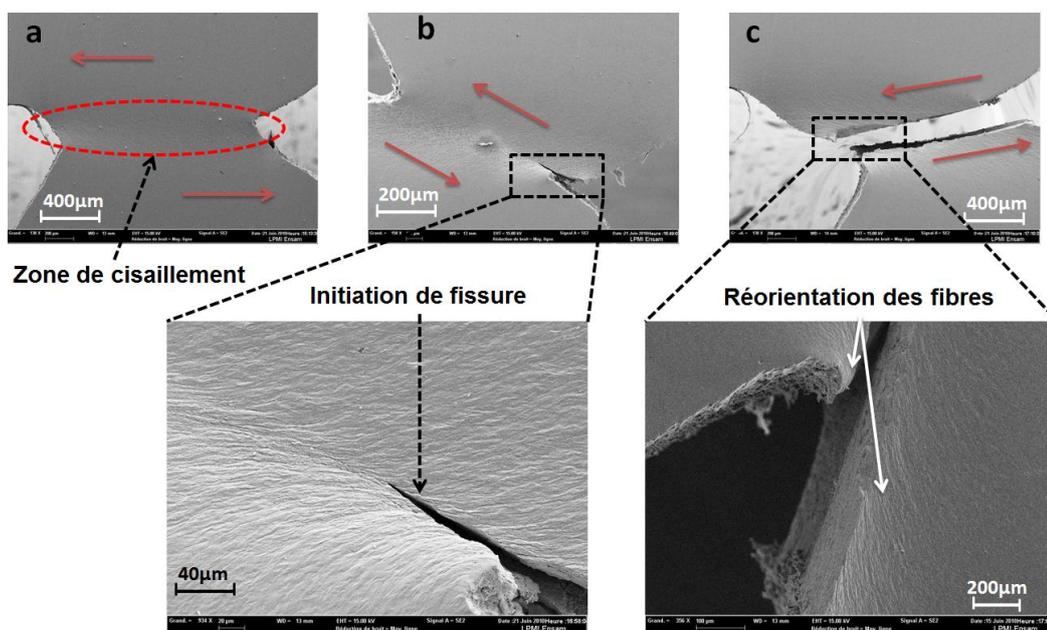


Figure II-7 : Evolution de la zone de cisaillement jusqu'à la rupture

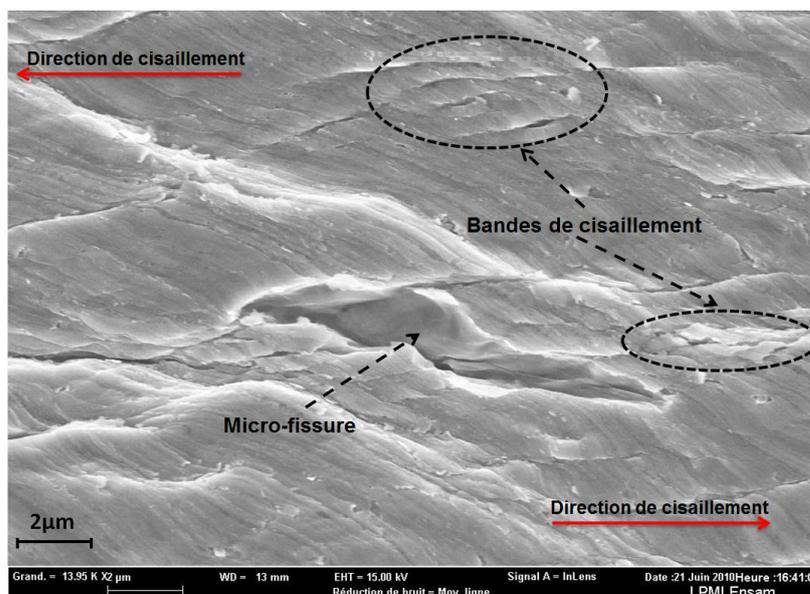


Figure II-8 : Evolution de la matrice durant le cisaillement *in-situ*

- Evolution des cavités :

La séquence des clichés dans la Figure II-9 montre les évolutions (en fonction du pourcentage de déplacement à la rupture) de trois cavités autour de trois inclusions pour différents niveaux de chargement. Celles-ci sont de plus positionnées dans deux zones différentes (Figure II-9-a). Les inclusions logées au niveau de la ligne 1 sont plus sollicitées en cisaillement que celles observées au niveau de la ligne 2.

Avant la déformation (Figure II-9-b à 0% du déplacement à la rupture), les inclusions sont incorporées dans la matrice. Avec l'apparition des déformations dues à la sollicitation, la différence de rigidité au niveau des interfaces matrice/inclusions provoque une localisation des contraintes. L'application des sollicitations mécaniques génère la germination des cavités par décohesion des inclusions par rapport à la matrice (Figure II-9-b à 88%). Le deuxième mécanisme de nucléation des cavités apparaît au niveau de la ligne 2. Il se caractérise par la fragmentation des inclusions et par une absence de mécanisme de décohesion (Figure II-9-d).

Certaines inclusions placées au niveau de la ligne 1 ont subi une combinaison des deux mécanismes : décohesion et fragmentation comme la montre la Figure II-9-c. La croissance des vides apparus lors de l'étape de nucléation est contrôlée par l'écoulement plastique qui provoque un écrouissage de la matrice autour des inclusions. La croissance n'est pas uniforme et dépend largement de l'état des contraintes et de la forme des cavités, qui est différente de celle observée en traction.

Certains vides tendent à croître dans les deux directions de chargement en cisaillement formant des points anguleux (« corners »). La cavité déformée subit également une rotation qui dépend du niveau de chargement. Lorsque le ligament séparant deux cavités est suffisamment petit, une interaction entre les deux cavités se produit.

L'écoulement plastique au niveau du ligament engendre alors sa rupture par cisaillement. L'accélération de l'évolution de la fraction volumique des cavités qui

caractériser l'étape de coalescence est associée à l'amorçage d'une fissure macroscopique à l'entaille de l'éprouvette (Figure II-7). La propagation de cette fissure macroscopique le long de la zone cisailée conduit à la rupture complète de l'échantillon.

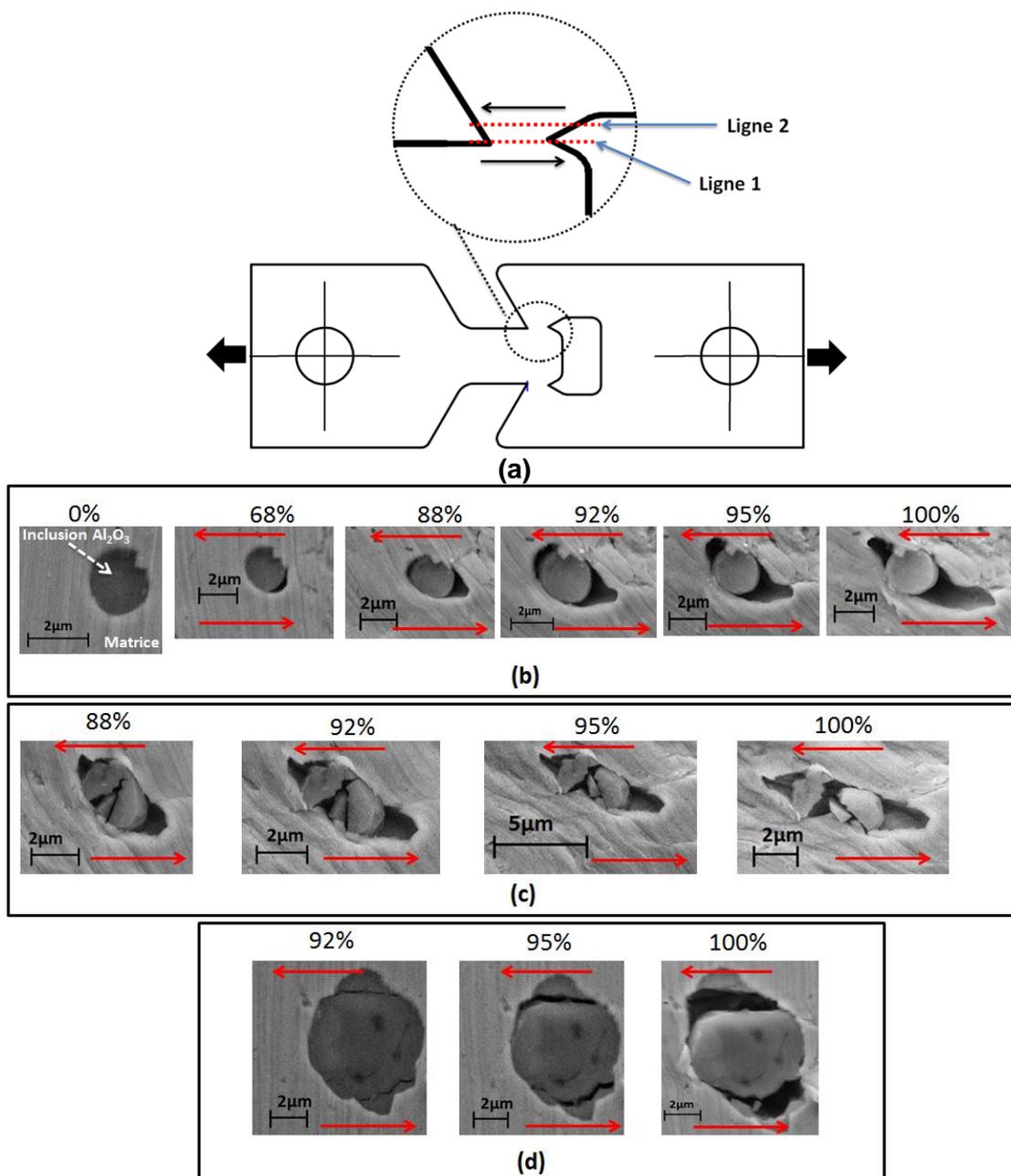


Figure II-9 : Evolution des mécanismes de nucléation et d'élongation des cavités en fonction de la déformation de la zone cisailée: (a) positionnement des inclusions étudiées, (b) nucléation par décohesion sur la ligne 1, (c) nucléation par décohesion et fragmentation sur la ligne 1 et (d) nucléation par fragmentation sur la ligne 2

#### II.1.4.3 - Conclusion

Nous constatons que le processus physique d'endommagement dépend de l'état de chargement du matériau. La Figure II-10 résume les mécanismes physiques d'endommagement qu'on a pu observer en traction et en cisaillement.

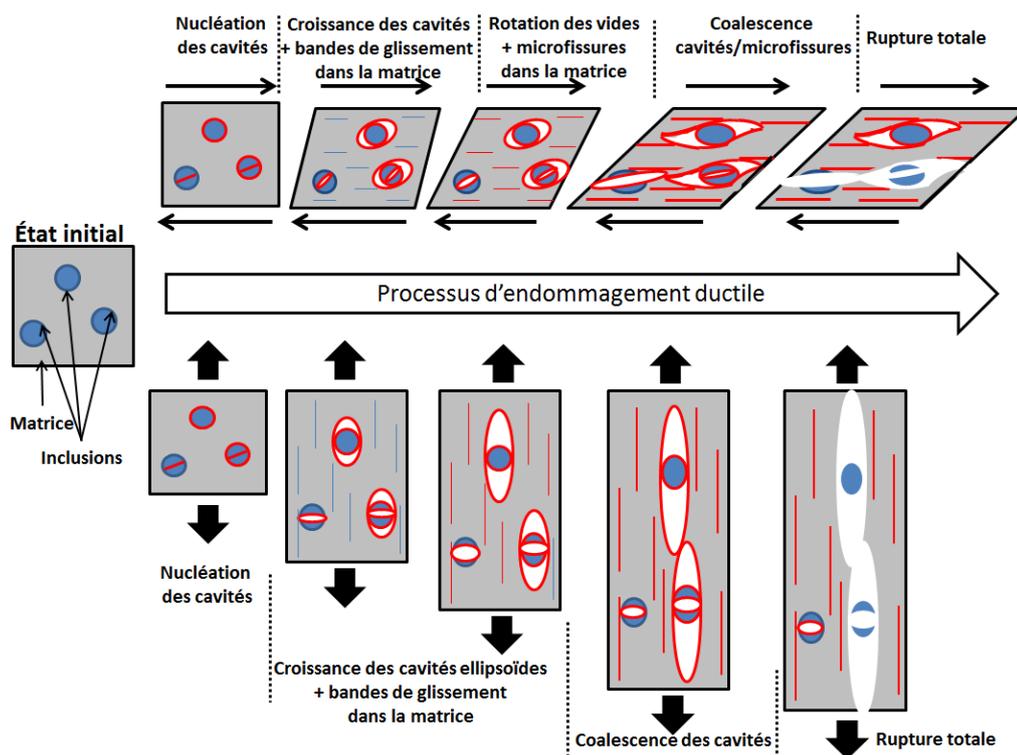


Figure II-10 : Schéma du processus physique d'endommagement ductile observé en traction et en cisaillement

## II.2 - Essais macroscopiques

Des essais mécaniques avec différentes formes d'éprouvettes ont été réalisés pour caractériser les effets de la triaxialité de contrainte et du 3<sup>ème</sup> invariant sur l'évolution de l'endommagement et sur la mode de rupture ductile. Ces essais permettent également d'identifier les paramètres du matériau.

Six séries d'essais ont été réalisées afin de caractériser l'évolution de l'endommagement. Cette section présente une description détaillée des procédures expérimentales qui ont été mises en œuvre.

### II.2.1 - Essais de traction

#### II.2.1.1 - Conditions opératoires

Les essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes plates de sections lisses (Figure II-12-a) et des éprouvettes plates entaillées (Figure II-12-b à d). L'axe de chargement des éprouvettes est orienté selon la direction de laminage. Quatre rayons d'entaille différents ont été testés :  $R = 20$  mm,  $R = 10$  mm,  $R = 5$  mm et  $R = 2$  mm.

Tous les essais ont été réalisés sur une machine hydraulique INSTRON8801 de 100 kN de capacité maximale de chargement. La Figure II-11 montre un exemple de montage d'une éprouvette entaillée ( $R=10$ ) sur la machine de traction. Les essais sont contrôlés en déplacement avec une vitesse de traverse constante de 0,5 mm/min.

Un extensomètre de longueur initiale de 25 mm, a été utilisé pour les essais de traction des éprouvettes lisses et les éprouvettes entaillées sauf pour les éprouvettes de rayon 2 mm. Un extensomètre de longueur initiale de 12,5 mm a été utilisé pour les éprouvettes entaillées de rayon 2 mm.

Pour chaque configuration, quatre essais ont été effectués. La dispersion de mesure du déplacement à la rupture est d'environ 2% pour chaque géométrie.



Figure II-11 : Exemple de montage d'une éprouvette entaillée sur la machine de traction

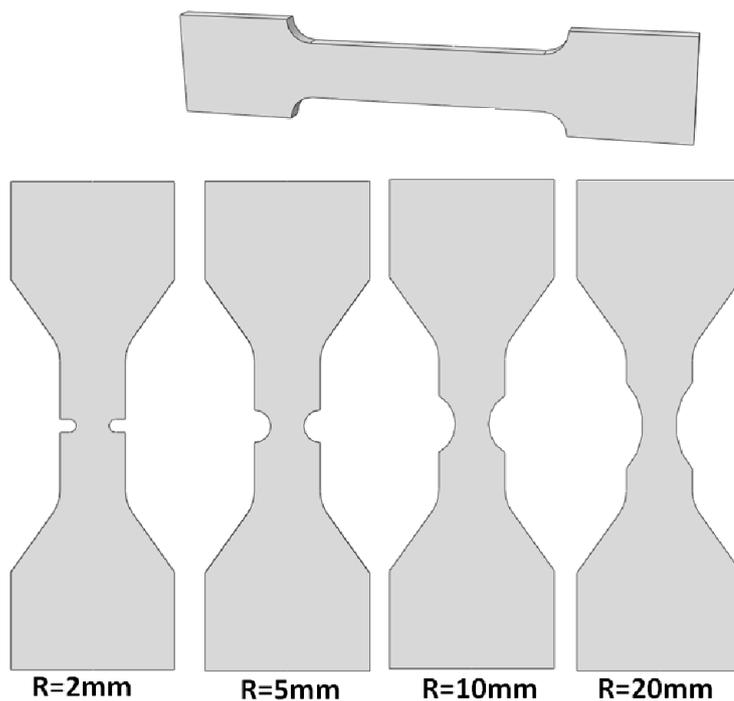


Figure II-12 : Géométrie des éprouvettes de traction

#### II.2.1.2 - Résultats

La mesure de l'effort en traction  $F$  et de l'allongement  $\Delta l$  de l'éprouvette lisse permet de déduire la courbe conventionnelle de traction. Celle-ci relie la contrainte conventionnelle  $\sigma_{conv}$  à la déformation conventionnelle  $\varepsilon_{conv}$ , qui s'expriment selon les expressions suivantes :

$$\sigma_{conv} = \frac{F}{S_0} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{conv} = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l-l_0}{l_0} \quad (\text{II-2})$$

Avec  $S_0$  est l'aire de la section initiale de la zone utile de l'éprouvette,  $l$  est le déplacement instantané mesuré par l'extensomètre et  $l_0$  la longueur initiale de l'extensomètre. La courbe conventionnelle donne accès à un certain nombre de paramètres constitutifs du matériau tels que :

- la limite d'élasticité :  $R_e$
- la résistance à la traction :  $R_m$
- l'allongement à la rupture :  $A$  (%)

La courbe vraie est obtenue à travers les relations suivantes :

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{conv}(1 + \varepsilon_{conv}) \quad \text{et} \quad \varepsilon_{vraie} = \ln(1 + \varepsilon_{conv}) \quad (\text{II-3})$$

La Figure II-13 représente les courbes conventionnelles de quatre essais. Les résultats obtenus montrent une bonne reproductibilité des essais.

Les principales propriétés mécaniques obtenues à partir de la moyenne des quatre courbes sont résumées dans le Tableau II-3. Ce matériau est caractérisé par un allongement à la rupture relativement important avec notamment une zone de striction importante.

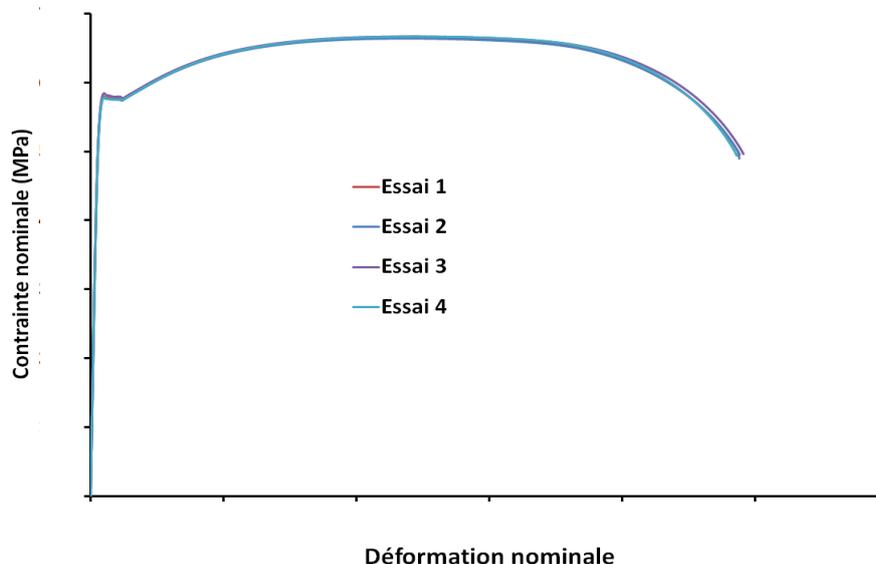


Figure II-13 : Courbes Contraintes/Déformation conventionnelles des essais de traction lisse

Tableau II-3 : Propriétés mécaniques du matériau

Propriété	E (GPa)	$R_e$ (MPa)	$R_m$ (MPa)	$A_r$ (%)
Valeur				

La Figure II-14 montre la superposition des courbes efforts/déplacements des essais de traction entaillée.

Trois paramètres expérimentaux peuvent être identifiés à partir des essais de traction entaillée : le déplacement à la rupture  $d_r$ , l'effort maximal  $F_{\max}$  et la déformation axiale à la rupture donnée par :

$$\varepsilon_r = \ln\left(\frac{S_0}{S_r}\right) \quad (\text{II-4})$$

$S_0$  et  $S_r$  sont la section initiale et la section à la rupture, respectivement.  $S_r$  est obtenue par la mesure de l'aire de faciès de rupture par le MEB.

La valeur de déplacement à la rupture, qui correspond à l'apparition de la première fissure macroscopique, est supposée associée avec le point de départ de la chute rapide de la courbe effort/déplacement. Le Tableau II-4 récapitule les paramètres expérimentaux déterminés par les essais de traction entaillée.

On peut remarquer que l'augmentation du rayon d'entaille augmente le déplacement à la rupture  $d_r$  et la déformation  $\varepsilon_r$ . Il engendre également la diminution de l'effort maximal  $F_{\max}$ .

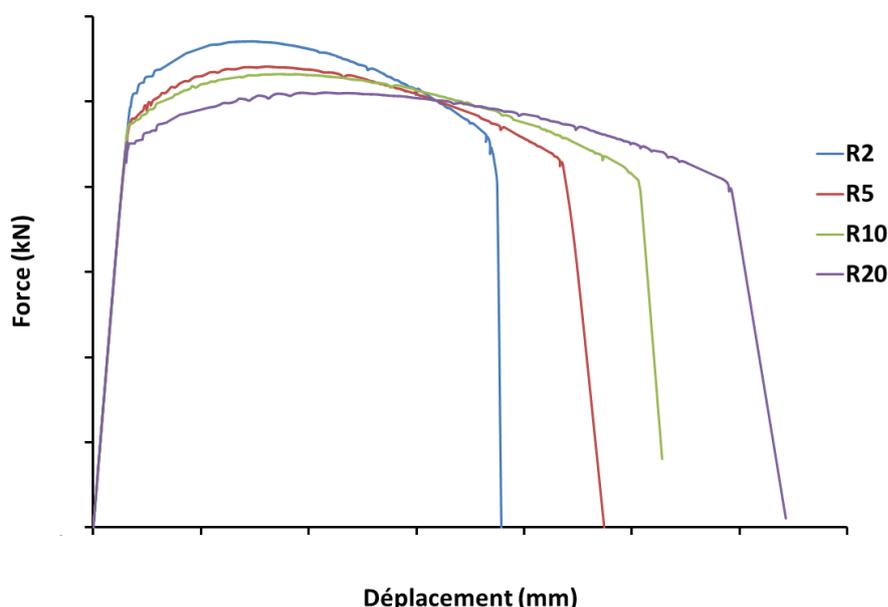


Figure II-14 : Courbes Efforts/Déplacements des essais de traction sur les éprouvettes entaillées

Tableau II-4 : Propriétés des essais de traction entaillée

	R2	R5	R10	R20
$d_r$ (mm)				
$F_{\max}$ (kN)				
$\varepsilon_r$				

## II.2.2 - Essais de cisaillement

L'essai de cisaillement est associé à une contrainte hydrostatique nulle ou très faible par rapport à la contrainte équivalente dans les zones de rupture. Afin d'étudier l'effet de l'état de contrainte pour des niveaux de triaxialité de contrainte faibles (ou proche de zéro), une nouvelle configuration montrée dans la Figure II-15-a a été développée. Des simulations numériques préliminaires ont été réalisées afin de choisir une forme d'éprouvette qui permette d'avoir la localisation du cisaillement au centre de l'éprouvette où la triaxialité de contrainte est faible.

Ces nouvelles éprouvettes de cisaillement ont été testées sur une machine de traction ZWICK-Z100 équipée d'un extensomètre de longueur initiale égale à 40 mm, placé au centre de l'éprouvette comme le montre la Figure II-15-b. Trois éprouvettes ont été testées avec une vitesse de traverse de 0,5 mm/min. La Figure II-16 montre la superposition des courbes efforts/déplacements obtenues par les essais de Cisaillement/Traction. Il montre une bonne reproductibilité des trois essais.

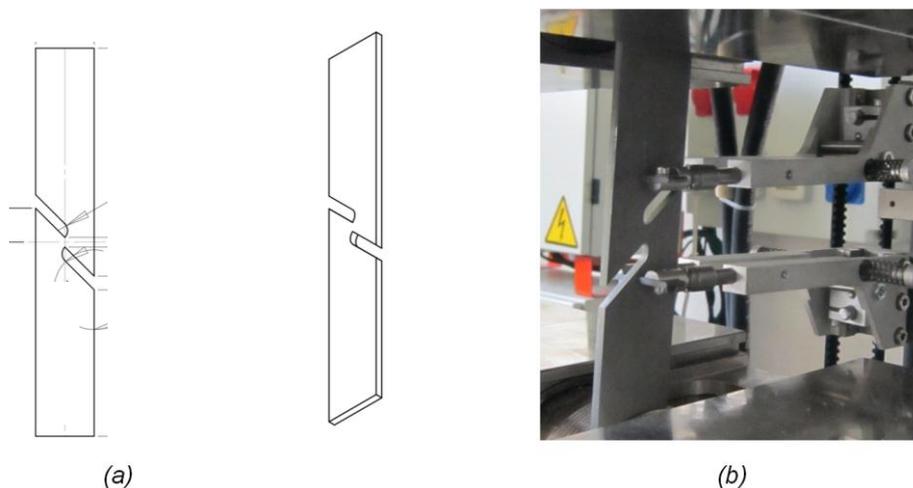


Figure II-15 : Epreuve de cisaillement: (a) forme et dimensions de l'éprouvette et (b) montage de l'éprouvette sur la machine de traction

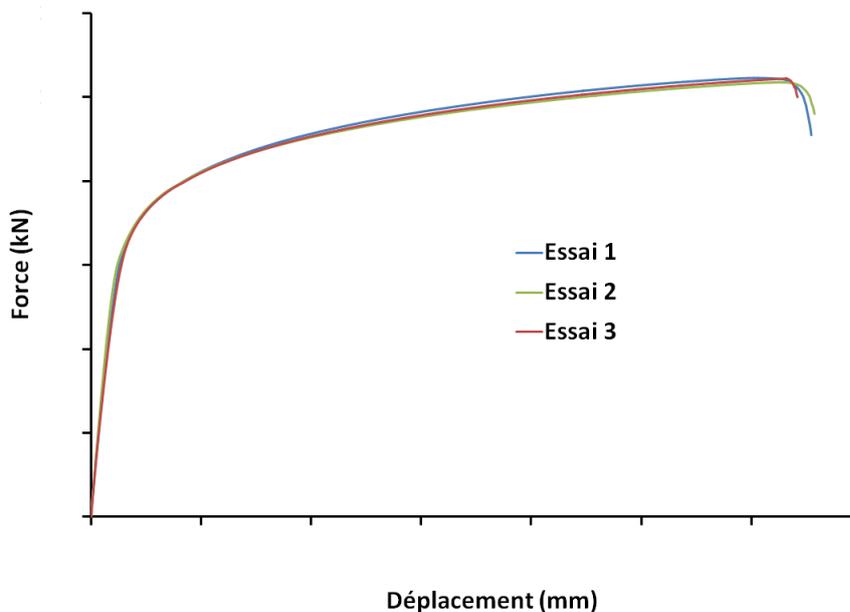


Figure II-16 : Courbes efforts/déplacement des essais de cisaillement

### II.2.3 - Analyses fractographiques des surfaces de rupture

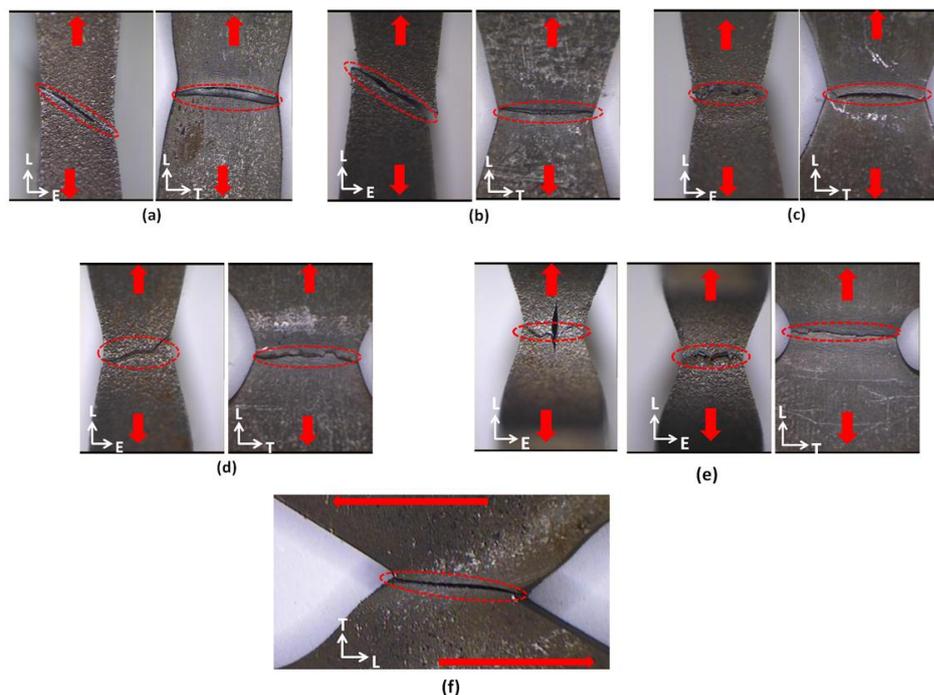
Avant la rupture, la localisation (striction ou instabilité) se produit systématiquement pour tous les essais de traction avec les éprouvettes lisses ou entaillées. La striction apparaît à environ 30% de la déformation totale à la rupture. La Figure II-17 montre les différents aspects macroscopiques des faciès de rupture des éprouvettes testées observés à la loupe binoculaire.

Pour les éprouvettes de traction lisse et entaillée ( $R=20$ ), la rupture se produit à  $45^\circ$  par rapport à la direction de traction dans le plan TE et à  $90^\circ$  dans le plan (LT) (Figure II-17-a et b). Cela est dû à un phénomène de rupture ductile par cisaillement.

Dans les autres cas de traction sur éprouvettes entaillées, la trajectoire de la rupture est perpendiculaire aux directions de chargement avec une forme irrégulière dans le plan TE (Figure II-17-c-d et e).

Pour l'éprouvette de cisaillement la rupture se produit à un angle d'environ  $10^\circ$  par rapport aux directions de chargement (Figure II-17-f).

Cette différence en termes de trajectoire de fissuration par rapport aux directions de sollicitation est liée à l'effet local de l'état de contrainte sur le mode de rupture.



**Figure II-17 : Aspects macroscopiques de la rupture par la binoculaire: (a) traction lisse, (b) traction (R=20mm), (c) traction (R=10mm), (d) traction (R=5mm), (e) traction (R=2mm) et (f) cisaillement**

La Figure II-18 montre les analyses des faciès de rupture des éprouvettes testées. Des cupules de morphologies différentes sont observées dans les zones centrales.

La Figure II-18-a montre une surface de rupture de l'éprouvette de traction lisse possédant un aspect rugueux, représenté par la présence de cupules sur une zone limitée au centre de l'éprouvette, et typique d'une rupture ductile par déchirure.

Un deuxième mode de rupture est représenté par une zone appelée lèvres ductiles caractérisée par un aspect moins rugueux et se situe près des bords de la surface de rupture. Ce mode de rupture, qui correspond à une zone de concentration de la déformation en cisaillement, est associé à des vides orientés à 45° qui correspondent au plan de scission maximale.

Pour l'éprouvette entaillée avec R=20mm (Figure II-18-b), la distribution des cupules autour des micro-fissures est plus marquée que sur le plan de rupture par cisaillement. Les cavités autour des micro-fissures sont relativement plus denses que dans le cas de traction lisse.

La Figure II-18-c montre le faciès de rupture pour le cas de l'éprouvette entaillée avec R=2mm. Une fissure s'est produite au centre de la surface de rupture avec une distribution plus importante des cavités au centre. En revanche, les effets de rupture par cisaillement sont moins sensibles que pour les éprouvettes lisses ou entaillées avec R=20mm.

Dans le cas de l'essai de cisaillement, illustré par la Figure II-18-d, les microcavités mineures (proches de zéro) qui apparaissent sont orientées selon la surface lisse de rupture par glissement.

Cette variété dans la morphologie des faciès de rupture est due à l'influence de l'état de contrainte (voir section 1.2.2 -) sur le mode de rupture. L'augmentation de la triaxialité de contrainte (cas d'éprouvettes entaillées avec  $R=2\text{mm}$ ) provoque un accroissement du pourcentage des cavités dans la zone centrale de la surface de rupture qui favorise l'amorçage des fissures. La diminution du niveau de triaxialité de contrainte (éprouvette de cisaillement et celle de traction lisse) favorise la création de vides orientés selon le plan de cisaillement et provoquent la rupture ductile par glissement.

Ces observations confirment que la fraction volumique des cavités  $f$ , estimée par l'analyse de la microstructure et par la morphologie des faciès de rupture, est un bon indicateur des modes de rupture. Il apparaît aussi que la réponse des cavités durant leur évolution, est sensible à l'état de contraintes et à la déformation plastique équivalente, comme d'autres auteurs l'ont signalés [108].

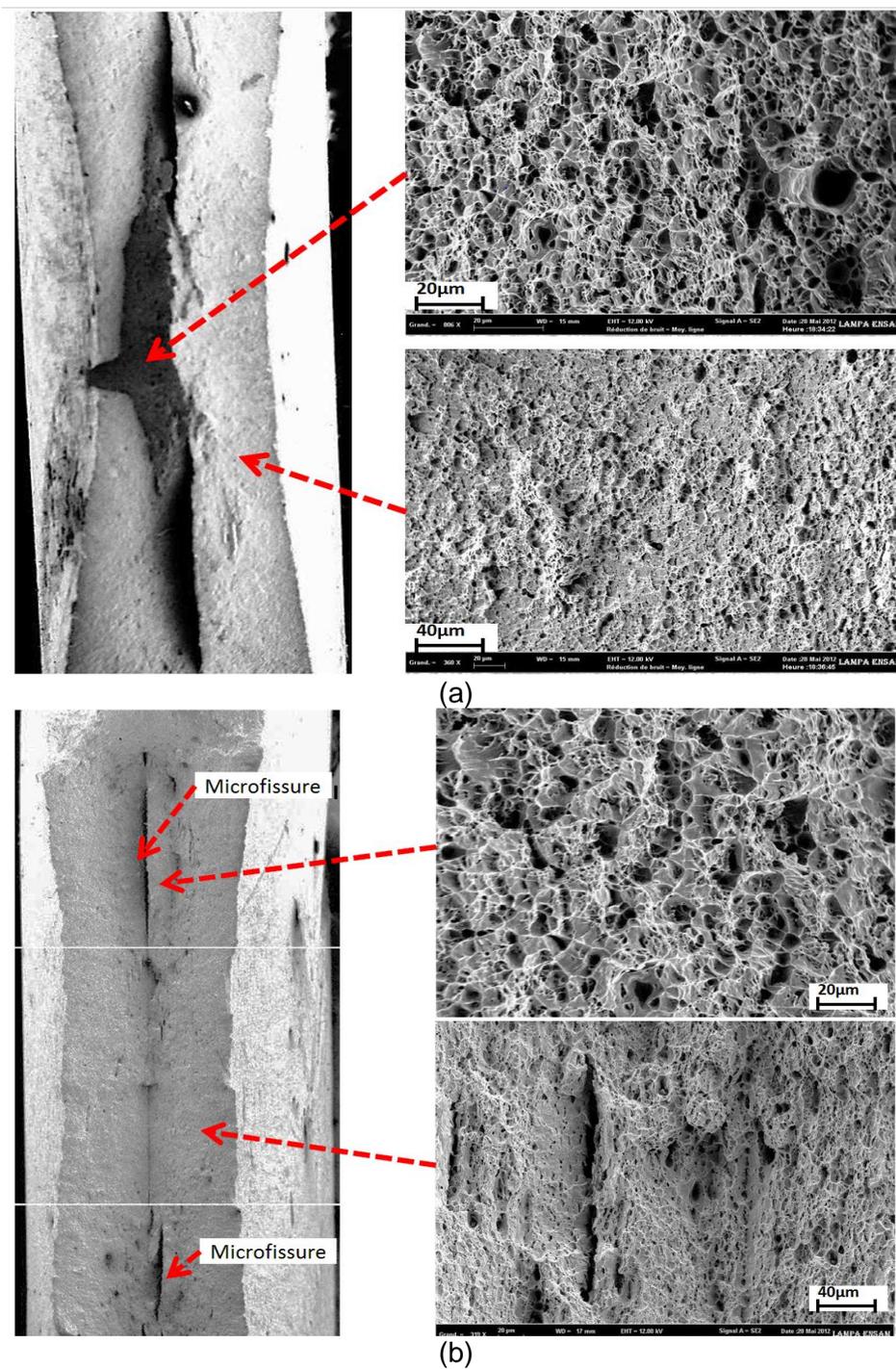
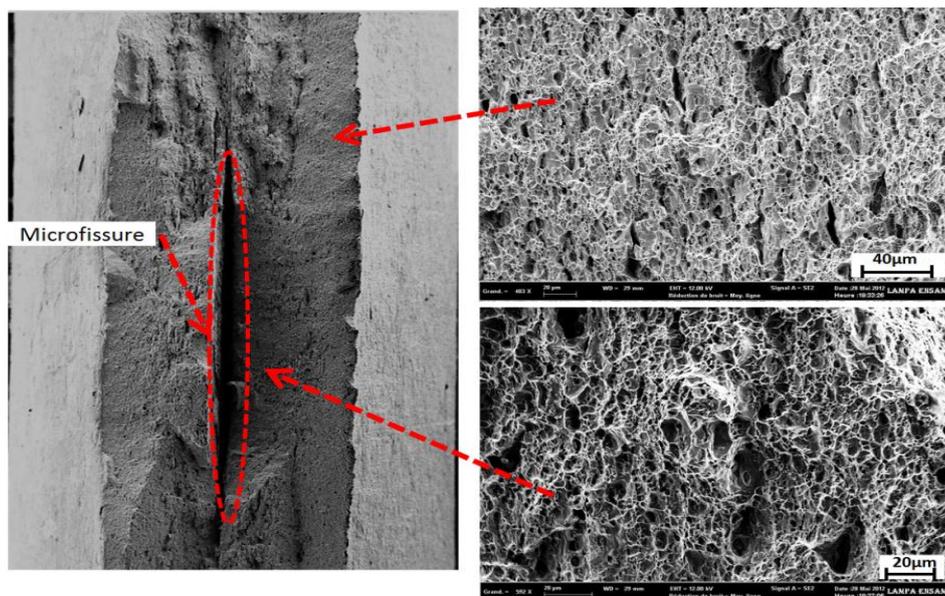
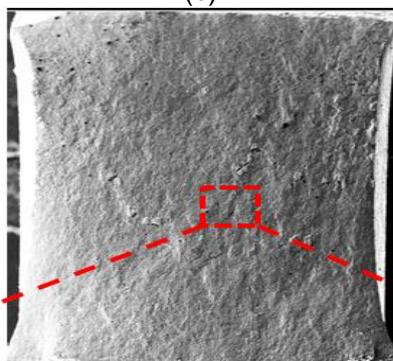


Figure II -18 : Fractographie de rupture des éprouvettes par MEB: (a) traction lisse, (b) traction (R=20mm), (c) traction (R=2mm) et (d) cisaillement



(c)



(d)

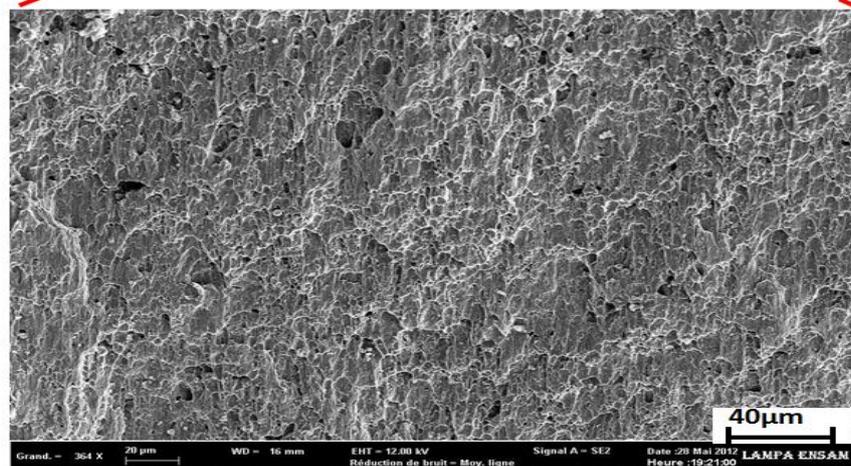


Figure II-18 : Fractographie de rupture des éprouvettes par MEB: (a) traction lisse, (b) traction ( $R=20\text{mm}$ ), (c) traction ( $R=2\text{mm}$ ) et (d) cisaillement

### II.3 - Conclusion

L'étude expérimentale présentée par ce chapitre a permis de conclure les points suivants :

- Microscopiquement : les essais *in-situ* ont montré une différence remarquable entre les mécanismes physiques d'endommagement en traction et en cisaillement. En traction, le processus d'endommagement ductile est basé essentiellement sur la nucléation et la croissance des cavités ellipsoïdes dans les directions de chargement. En cisaillement, les mécanismes d'endommagement sont basés sur la fragmentation et/ou la décohésion des inclusions dans la matrice, suivie par l'élongation et la rotation des cavités. Pour les deux types de chargement, le mécanisme de coalescence des vides est représenté par l'interaction entre les micro-défauts (cavités/ cavités et/ou cavités/micro-fissures).
- Macroscopiquement : les essais mécaniques de traction (sur des éprouvettes lisses et entaillées) et de cisaillement ont permis de déterminer, pour chaque configuration, l'effet de l'état de contrainte sur la déformation à la rupture. En effet, des valeurs élevées de triaxialité de contrainte sont associée à une diminution de la déformation à la rupture (ou déplacement à la rupture).
- Les analyses fractographiques des surfaces de rupture des éprouvettes ont prouvé que l'état de contrainte a également une influence sur les modes et les morphologies de la rupture.

Les données expérimentales des essais mécaniques, présentées dans ce chapitre, vont être utilisées dans le chapitre III pour identifier et calibrer les paramètres constitutifs du matériau.

## Chapitre III:

### *Modélisation numérique par éléments finis*

Ce chapitre comporte trois parties:

- Une intégration numérique des équations constitutives du modèle de Gurson avec les extensions en cisaillement proposées par K. Nahshon et J. Hutchinson [98] et K.L. Nielsen et V. Tvergaard [106] (voir chapitre I). Les principales étapes d'implémentation et de validation du modèle étendu dans ABAQUS via une "subroutine VUMAT" sont présentées.
- Une proposition de méthodologie d'identification des paramètres du modèle de Gurson implémenté. Cette stratégie est basée sur la combinaison de différents essais mécaniques afin de prédire la rupture ductile sur une large gamme d'état de contrainte.
- Une analyse de l'effet de l'état de contrainte (triaxialité de contrainte et troisième invariant du tenseur) sur les modes de rupture ductile.

***Note :*** *Pour respecter les accords de confidentialité entre l'ENSAM et DEVILLÉ ASC, les différentes côtes des éprouvettes présentées, les valeurs des axes des graphs et les valeurs des paramètres matériau n'apparaîtront pas dans ce rapport.*