

# CARACTERISATION DE L'ENDOMMAGEMENT

|         |   |    |
|---------|---|----|
| 3.1     | État de l'art.....  | 58 |
| 3.1.1   | Qu'est-ce que l'endommagement ? .....   | 58 |
| 3.1.2   | Techniques de caractérisation de l'endommagement.....   | 60 |
| 3.1.2.1 | Méthodes directes de caractérisation.....   | 60 |
| 3.1.2.2 | Méthodes indirectes de caractérisation .....  | 62 |
| 3.1.3   | Modèles existants pour décrire l'endommagement des matériaux<br>métalliques .....   | 62 |
| 3.1.3.1 | Modèles d'endommagement découplés .....   | 63 |
| 3.1.3.2 | Modèles d'endommagement couplés .....   | 66 |
| 3.2     | Caractérisation expérimentale de l'endommagement de l'alliage 7475 au<br>cours d'une déformation superplastique.....                            | 70 |
| 3.2.1   | Dispositif expérimental et protocole opératoire.....  | 70 |
| 3.2.2   | Résultats expérimentaux.....  | 72 |
| 3.2.2.1 | Influence du taux de déformation sur l'évolution de<br>l'endommagement.....   | 74 |
| 3.2.2.2 | Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de<br>l'endommagement.....   | 75 |
| 3.2.2.3 | Influence de la température sur l'évolution de l'endommagement<br>.....   | 76 |
| 3.2.2.4 | Évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du taux<br>de déformation, de la vitesse de déformation et de la température<br>..... | 77 |
| 3.3     | Modélisation de l'endommagement lors de la déformation superplastique<br>d'un alliage d'aluminium 7475.....                                     | 78 |
| 3.4     | Conclusions .....   | 82 |

Durant le formage superplastique, un matériau est soumis à des sollicitations complexes qui peuvent générer des défauts (fissures, rupture...) au sein de la pièce. Les alliages d'aluminium, sensibles à la cavitation [1], présentent généralement des défauts issus d'un endommagement dit ductile [124]. Comme exposé dans le chapitre précédent, les modèles rhéologiques mis en place n'intègrent pas l'endommagement et ne permettent donc pas d'aboutir à des simulations numériques précises des procédés de mise en forme.

C'est pourquoi il est intéressant de considérer ici cette problématique qui permettra une fois intégrée dans les simulations numériques de prédire la détérioration du matériau et ainsi d'éviter la présence de défauts au sein de la pièce. En première partie de chapitre, un état de l'art permettant de définir les modes d'endommagement, les techniques de caractérisation ainsi que les modèles existants sera exposé. En deuxième partie, l'endommagement de l'alliage 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique sera étudié. Un critère d'endommagement du type Gurson est proposé en fin de chapitre.

## 3.1 État de l'art

### 3.1.1 Qu'est-ce que l'endommagement ?

L'endommagement correspond à l'amorçage d'une fissure macroscopique au sein du matériau qui va conduire par la suite à la ruine de ce dernier. En supposant que l'endommagement pendant le procédé SPF est du type ductile [124], cela signifie que celui-ci repose essentiellement sur l'apparition et l'évolution de cavités.

L'endommagement ductile se compose en effet de trois phénomènes : la germination, la croissance et la coalescence des cavités [119]. Dans un premier temps, des pores se forment soit à l'intérieur des inclusions soit à l'interface inclusion/matrice soit au niveau des joints de grains triples. La dernière possibilité est la plus probable lors de la déformation superplastique. Comme expliqué en chapitre 1, la déformation superplastique repose sur le réarrangement des grains qui peuvent entraîner l'apparition de cavités au niveau des joints de grains. Dans un deuxième temps, ces pores grossissent sous l'effet de la contrainte hydrostatique puis, dans un troisième temps, coalescent entre eux. En supposant un comportement isotrope du matériau, une variable  $D$  peut être introduite pour représenter l'évolution de l'endommagement au cours du temps (c.-à-d. au cours de la déformation). Elle permet par la suite de déterminer une contrainte effective  $\tilde{\sigma}$  en appliquant l'équation suivante :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \tag{Équation 3.1}$$

Plusieurs définitions de  $D$  ont été proposées. Cette variable peut être définie comme :

- (i) le ratio de la surface après endommagement  $S_D$  (contenant des cavités) sur la surface initiale  $S$  (sans cavités) [125] (Figure 3.1) :

$$D = \frac{S_D}{S} \tag{Équation 3.2}$$

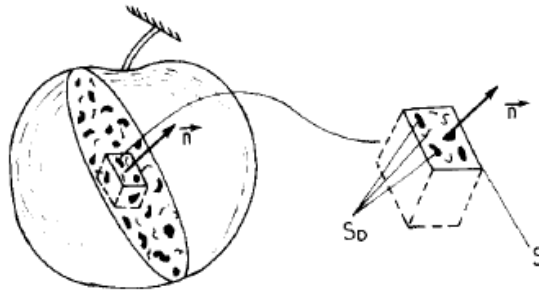


Figure 3.1. Élément endommagé [125]

- (ii) le ratio de la surface effective de la section participant à la résistance  $S_{eff} = S - S_D$  sur la section sans endommagement  $S$  [125, 126] :

$$D = 1 - \frac{S_{eff}}{S} \tag{Équation 3.3}$$

- (iii) le ratio de la contrainte mesurée sur la contrainte maximale  $\sigma_{max}$  atteinte lors de l'essai [127] (Figure 3.2) :

$$D = 1 - \frac{\sigma}{\sigma_{max}} \tag{Équation 3.4}$$

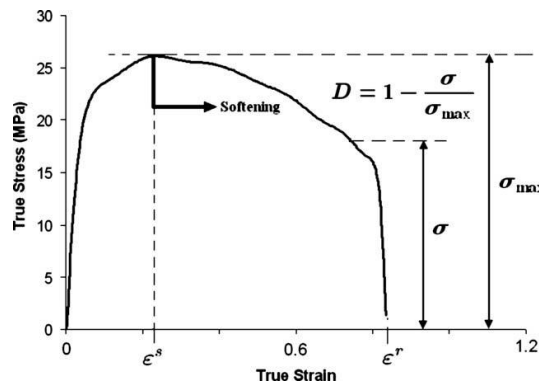


Figure 3.2. Identification expérimentale de  $D$  à partir d'un essai de traction simple [127]

- (iv) le ratio du volume de cavitation  $V_c$  sur le volume initial  $V_0$  dans la zone d'intérêt du matériau :

$$D \approx \frac{V_c}{V_0} = C_v \quad \text{Équation 3.5}$$

Avec  $C_v$  la fraction volumique de la cavitation.

### 3.1.2 Techniques de caractérisation de l'endommagement

L'endommagement peut être caractérisé soit en utilisant des méthodes dites directes soit des méthodes dites indirectes.

#### 3.1.2.1 Méthodes directes de caractérisation

Ces méthodes consistent à observer, à l'aide de techniques de caractérisation telles que la microscopie optique ou encore la microscopie électronique à balayage, la microstructure des échantillons afin de détecter d'éventuelles cavités ainsi que leur évolution. Plusieurs approches peuvent être envisagées [124, 128] :

- (i) Observer la microstructure des éprouvettes déformées à différents taux de déformation ;
- (ii) Observer la microstructure des éprouvettes lors d'une déformation in-situ.

La première approche consiste à réaliser des essais interrompus à différents taux de déformation de telle sorte à balayer toute la gamme de déformation mise en jeu lors d'un essai complet. Les éprouvettes sont ensuite découpées, polies et observées afin de détecter les cavités (Figure 3.3.a). La deuxième approche consiste à observer l'apparition et l'évolution des cavités au cours de la déformation de l'échantillon [119]. Comme illustré en Figure 3.3.b, une éprouvette préalablement polie et installée sur une machine de traction dans un microscope électronique à balayage permet de suivre en instantané l'apparition de l'endommagement dans la zone utile.

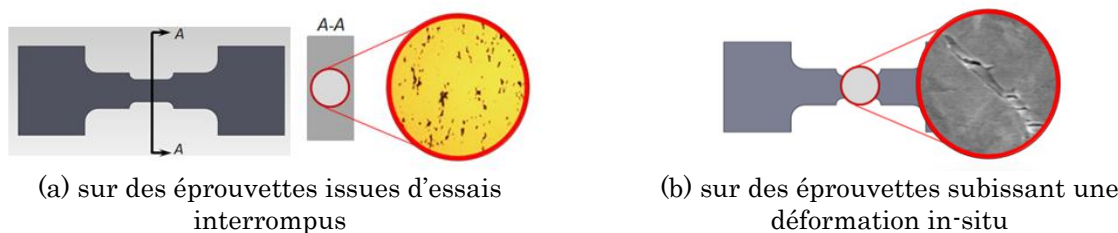


Figure 3.3. Observations d'éprouvettes déformées

Les techniques détaillées ci-dessus sont des techniques permettant de détecter l'endommagement surfacique. Des hypothèses plus ou moins fortes (notamment au niveau de la forme de la cavité [129]) doivent alors être formulées pour remonter à l'endommagement volumique. Pour s'affranchir de cette problématique, il est possible d'utiliser une technique de caractérisation plus récente : la micro-tomographie aux rayons X [130] qui permet de visualiser l'endommagement en 3D. Il s'agit en effet d'une méthode non destructive d'identification des microstructures internes des matériaux [131].

Un schéma de principe de la tomographie est présenté en Figure 3.4. La pièce est placée sur une base tournante entre la source des rayons X et le détecteur plan d'absorption des rayons X. Des radiographies de l'échantillon sont prises pour différents angles de rotation de l'échantillon. Ces radiographies sont ensuite rassemblées, à l'aide d'un logiciel de traitement d'images, afin de remonter à une représentation 3D du volume. La Figure 3.5 montre le type de données qu'il est possible d'obtenir avec cette technique [119, 132] avec notamment la présence de cavités dans un acier 23MnCrMo5 déformé à température ambiante.

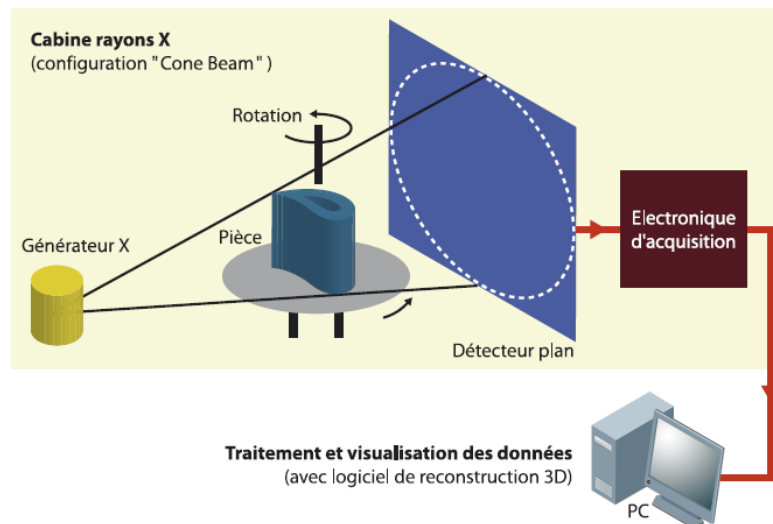


Figure 3.4. Principe de la micro-tomographie à rayons X [133]

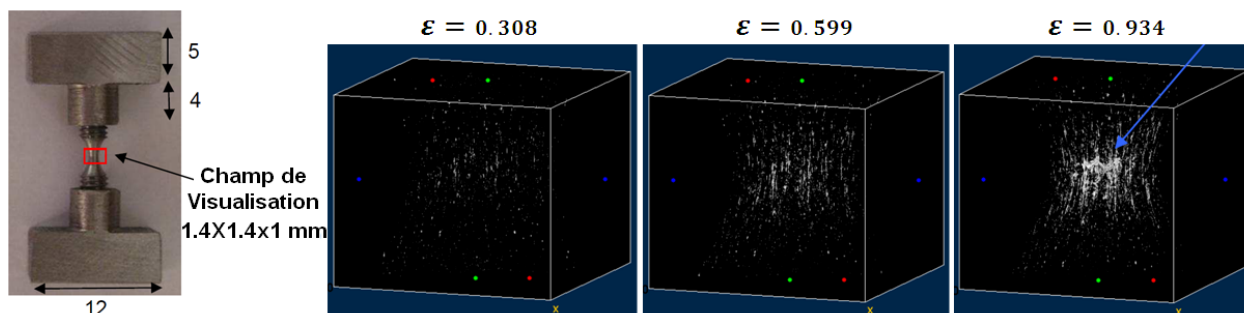


Figure 3.5. Observation de l'endommagement au cœur par tomographie X dans un acier 23MnCrMo5 [119, 132]

## Méthodes indirectes de caractérisation

Les méthodes indirectes sont en général utilisées pour déterminer l'évolution d'un paramètre physique du matériau avec une définition de l'endommagement du style :

$$D = \frac{X - X_0}{X_f - X_0} \quad \text{Équation 3.6}$$

Où :  $X$  est un paramètre physique,  $X_0$  la valeur initiale du paramètre (sans endommagement) et  $X_f$  la valeur du paramètre lorsque le matériau a rompu.

Les paramètres physiques considérés sont généralement issus de mesures physiques globales (telles que la densité, la résistivité...), de mesures de la durée de vie résiduelle ou encore de mesures mécaniques globales (modification des caractéristiques élastiques, plastiques ... comme le module d'Young) [124]. Les inconvénients de telles techniques résident dans le fait :

- (i) qu'il n'y a pas d'unicité dans la valeur de  $D$  : suivant le paramètre physique considéré, la valeur du paramètre d'endommagement  $D$  peut être différente ;
- (ii) que la valeur de  $X_f$  est difficile à obtenir, ce qui conduit généralement à prendre une estimation.

### 3.1.3 Modèles existants pour décrire l'endommagement des matériaux métalliques

Des modèles d'endommagement découplés comme couplés peuvent être utilisés. La principale différence entre ces modèles réside dans la prise en compte de l'influence de l'endommagement sur la réponse mécanique du matériau.

Les modèles d'endommagement découplés correspondent tout simplement à des critères de rupture. Ils ont pour principal objectif de représenter l'évolution de l'endommagement en fonction de l'évolution de la cavitation. Ce type de modèle a été développé à partir de l'évolution géométrique des cavitations. McClintock [134] a, par exemple, développé un critère de rupture ductile basé sur la croissance de trous cylindriques.

À partir d'une analyse de la croissance des trous circulaires sous contrainte transversale équiaxe, ce modèle a été étendu, par extrapolation, à des matériaux plastiques. Inspiré de ce modèle, Rice et Tracy [135] ont proposé un nouveau critère basé sur l'analyse de la croissance des cavitations sphériques. Quelques variantes ont par la suite été proposées [136, 137, 138, 139]. Le critère de

Johnson et Cook [90] est aussi utilisé pour décrire l'endommagement dans le domaine superplastique. Ce critère a, par exemple, été appliqué sur un acier à haute résistance de type Weldox 460E soumis à de faibles vitesses de déformation.

Les modèles d'endommagement couplés permettent généralement de montrer l'évolution des caractéristiques mécaniques du matériau au cours du développement de l'endommagement pendant le procédé de mise en forme. Cela signifie qu'une augmentation du niveau d'endommagement se traduit par une diminution de la résistance du matériau. Cela est dû à la réduction de la section participant activement à la résistance du matériau, point qui a déjà été abordé précédemment (§3.1.1) avec la notion de contrainte effective.

Deux approches sont alors possibles : (i) une approche phénoménologique (c.-à-d. à l'échelle macro) et (ii) une approche physique (c.-à-d. à l'échelle micro). Pour la première approche, Lemaître et ses collaborateurs ont développé une série de modèles basée sur la mécanique de l'endommagement continu (**C**ontinuum **D**amage **M**echanics, CDM) [124]. Pour la seconde approche, Gurson [140] a proposé un modèle empirique qui rend compte de la germination et de la croissance des microcavités pour les matériaux ductiles. Ce modèle a par la suite été amélioré par Tvergaard et Needleman [141] grâce à l'étude expérimentale de la coalescence.

Dans la suite de cette partie, des modèles découplés comme couplés seront détaillés. L'étude se limitera ici à des modèles pouvant s'appliquer à la caractérisation de l'endommagement durant une déformation superplastique. Ainsi, seuls les modèles découplés de Rice et Tracy et de Johnson-Cook seront exposés. En ce qui concerne les modèles découplés, les modèles de Lemaître et Chaboche, de type Gurson et de Rousselier seront abordés.

### 3.1.3.1 Modèles d'endommagement découplés

#### a. Modèle de Rice et Tracy

Le modèle de Rice et Tracy est basé sur l'analyse de la croissance de cavités sphériques [135]. Une cavité sphérique de rayon initial  $R_0$  évolue jusqu'à un rayon  $R$  durant la déformation (Figure 3.6). En considérant un matériau rigide parfaitement plastique, l'évolution du rayon de cavitation est donnée par l'équation suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon + \beta \nu \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \quad \text{Équation 3.7}$$

Où :  $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$  est le taux de triaxialité,  $\sigma_h = \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}})$  est la contrainte hydrostatique,  $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}(\underline{\underline{\sigma}}^D : \underline{\underline{\sigma}}^D)}$  est la contrainte équivalente,  $\underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}) \cdot I$  ;  $d\varepsilon$  est l'incrément de la déformation plastique locale ;  $\nu = -\frac{3\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11} - \varepsilon_{33}}$  avec  $\varepsilon_{ii}$  ( $i=1,2,3$ ) est la composante de la déformation ;  $\alpha$  et  $\beta$  sont des constantes et leurs valeurs dans le modèle original sont, respectivement,  $\alpha = 0.283$  et  $\beta = 0.008$ .

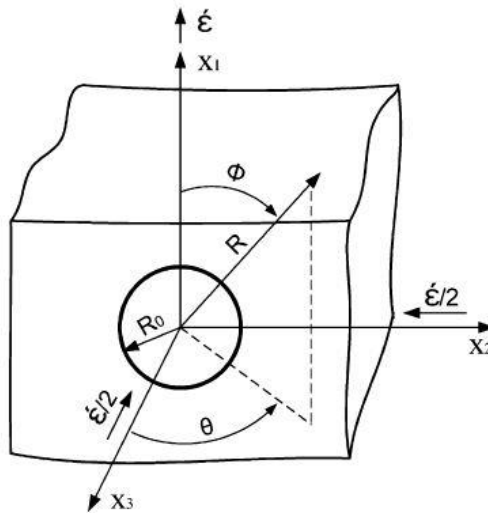


Figure 3.6. Schéma d'une cavitation sphérique [135]

Sous la condition d'une valeur positive et non nulle du taux de triaxialité, ce modèle peut être approximé par la forme suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon \quad \text{Équation 3.8}$$

La fraction volumique  $C_v$  de cavités peut être exprimée comme suit :

$$C_v = C_{v_0} \exp(\eta\varepsilon) \quad \text{Équation 3.9}$$

Avec :  $C_{v_0}$  la fraction volumique initiale de cavités et  $\eta$  le taux de croissance des cavités donné par l'équation suivante :

$$\eta = \eta_0 F(\sigma) \quad \text{Équation 3.10}$$

$\eta_0$  est le taux initial de croissance des cavités, et la fonction  $F(\sigma)$  est donnée par :



$$F(\sigma) = 0.558 \sinh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) + 0.008\nu \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}\right) \quad \text{Équation 3.11}$$

Dans le domaine superplastique, l'expression de  $\eta$  est définie comme suit [136, 142, 143, 144] :

$$\eta = \frac{3}{2} \left(\frac{m+1}{m}\right) \sinh\left[2 \left(\frac{2-m}{2+m}\right) \left(\frac{K}{3}\right)\right] \quad \text{Équation 3.12}$$

Avec  $m$  la sensibilité de la contrainte à la vitesse de déformation,  $K$  une constante dépendant de la géométrie de l'éprouvette et du glissement des joints de grains. Une valeur de  $K$  de 1.5 est généralement utilisée pour une traction uniaxiale, de 2.25 pour une traction biaxiale et de 2.15 pour une déformation plane. Une amélioration de ce modèle, à partir de différents résultats expérimentaux, a été proposée modèle [137, 138, 139] avec  $\eta$  défini par :

$$\eta = \frac{3}{2} \left(\frac{m+1}{m}\right) \sinh\left[2 \left(\frac{2-m}{2+m}\right) \left(\frac{K}{3} - \frac{P}{\sigma_e}\right)\right] \quad \text{Équation 3.13}$$

Où :  $P$  est la pression et la contrainte locale moyenne  $\sigma_m^L$  est :

$$\frac{\sigma_m^L}{\sigma_e} = \left(\frac{K}{3} - \frac{P}{\sigma_e}\right) \quad \text{Équation 3.14}$$

Pour l'Al7475, plusieurs auteurs ont identifié les paramètres définissant l'évolution de la fraction volumique de cavités pour le modèle de Rice et Tracy. Chen et Tan [145] ont, par exemple, identifié ces paramètres à  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  et à des températures comprises entre 480°C et 530°C (Tableau 3.1). Lin et al. [121] ont donné des valeurs de  $C_v = 0.02$  pour  $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  et  $C_v = 0.25\%$  pour  $\dot{\varepsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ . Ces paramètres sont aussi identifiés par Bae et Ghosh pour un alliage d'Al-Mg-Mn-Cu à grains fins [146], par Wu pour un alliage Al-Li 8090 [60], par Khaleel et al. [147], Ridley et al. [143] et Jarrar et al. [144] pour un alliage AA5083.

Tableau 3.1. Valeurs des paramètres donnant l'évolution de la fraction volumique de vide pour un alliage d'aluminium 7475 [145]

| Température | $C_{v_0}$ | $\eta$ | $C_v$ | $\varepsilon$ |
|-------------|-----------|--------|-------|---------------|
| 480°C       | 0.0023    | 2.07   | 0.060 | 395±10%       |
| 500°C       | 0.0014    | 2.41   | 0.201 | 690±10%       |
| 516°C       | 0.0003    | 2.97   | 0.194 | 850±10%       |
| 530°C       | 0.0002    | 3.33   | 0.196 | 730±10%       |
| 516°C-480°C | 0.0003    | 2.61   | 0.068 | 720±10%       |

### b. Critère de rupture de Johnson-Cook

Le critère de rupture de Johnson-Cook est un modèle purement phénoménologique. L'endommagement scalaire  $D$  est défini en fonction de l'incrément  $\Delta\varepsilon$  de déformation plastique équivalente et de la déformation plastique équivalente à la rupture  $\varepsilon_R$  [90] :

$$D = \sum \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_R} \quad \text{Équation 3.15}$$

La rupture se produit lorsque  $D = 1$ . La déformation plastique équivalente à la rupture  $\varepsilon_R$  est donc donnée par :

$$\varepsilon_R = \left[ D_1 + D_2 \exp\left( D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right) \right] \left[ 1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon}^* \right] \left[ 1 + D_5 T^* \right] \quad \text{Équation 3.16}$$

Où :  $\frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}}$  a la même définition que celle utilisée dans le modèle de Rice et Tracy,  $\dot{\varepsilon}^*$  et  $T^*$  sont définis dans la loi de comportement de Johnson-Cook (§2.1.2.1),  $D_i$  ( $i = 1, \dots, 5$ ) sont des constantes du matériau.

Ce modèle permet de prendre en compte les influences du taux de triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température sur l'évolution de l'endommagement.  $D_1$  représente un seuil de déformation plastique équivalente à partir duquel commence la germination des cavités.  $D_2 \exp\left( D_3 \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} \right)$  représente un résultat classique de la croissance des cavités comme celui du modèle de Rice et Tracy [135].  $D_4$  et  $D_5$  représentent l'influence de la vitesse de déformation et celle de la température sur l'évolution de l'endommagement.

Ce modèle a déjà été utilisé pour identifier l'évolution de l'endommagement pour l'alliage de titane T6A4V et l'alliage d'aluminium 2020-T3 [94] ainsi que pour l'acier à haute résistance Weldox 460 E [148]. Son attractivité réside essentiellement dans son intégration et sa mise en œuvre aisées dans les simulations numériques.

### 3.1.3.2 Modèles d'endommagement couplés

#### a. Modèle de Lemaître et Chaboche

Lemaître et Chaboche ont proposé une loi d'endommagement isotrope suite à une déformation plastique définie comme suit [124] :

$$\dot{D} = \begin{cases} 0 & \varepsilon < \varepsilon_D \\ \lambda \frac{\partial F}{\partial Y} = \frac{\dot{\lambda}}{1-D} \left( \frac{Y}{S} \right)^s & \varepsilon > \varepsilon_D \\ D_c & \text{microcracks} \end{cases} \quad \text{Équation 3.17}$$

$\lambda$  est un facteur multiplicatif du taux d'endommagement, et  $\dot{\lambda} = (1-D)\dot{\varepsilon}_{eq}$  ;  $F$  est le potentiel de dissipation ;  $Y$  est la variable associée à l'endommagement ;  $S$  et  $s$  sont deux paramètres du matériau en fonction de la température ;  $\varepsilon_D$  et  $D_c$  sont, respectivement, la déformation initialisant l'endommagement et l'endommagement critique à laquelle des microfissures apparaissent.

### b. Modèle de type de Gurson

Gurson a proposé une relation empirique qui rend compte de la germination et de la croissance des microcavités pour les matériaux ductiles en utilisant le critère de plasticité de Von Mises [140] :

$$\Phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( \frac{3}{2} \frac{\sigma_h}{\sigma_0} \right) - (1 + f^2) = 0 \quad \text{Équation 3.18}$$

où  $\sigma_0$  est la contrainte d'écoulement de la matrice,  $q_1$  est le paramètre constitutif du modèle, et  $f$  est la fraction volumique de vide. Pour  $f = 0$ , on retrouve le critère de Von Mises. Tvergaard [149, 150] a proposé deux nouveaux paramètres constitutifs  $q_2$  et  $q_3$  pour cette relation afin de prendre en compte les interactions locales entre les cavités. L'équation s'écrit alors :

$$\Phi = \left( \frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0} \right)^2 + 2q_1 f \cosh \left( \frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_h}{\sigma_0} \right) - 1 - q_3 f^2 = 0 \quad \text{Équation 3.19}$$

Les valeurs typiques des paramètres  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  sont :  $q_1 = 1.0 - 1.5$ ,  $q_2 = 1.0$  et  $q_3 = q_1^2 = 2.0 - 2.25$ . Cette modification, nommée modèle de Gurson-Tvergaard, améliore considérablement le modèle de Gurson en aboutissant à une meilleure cohérence avec les données expérimentales.

La loi d'évolution de la fraction volumique de cavités tient compte de la croissance des cavités ainsi que de leur germination et s'écrit de la manière suivante [141] :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{germination} \quad \text{Équation 3.20}$$

Le terme de croissance est basé sur la conservation de masse et s'écrit comme suit :

$$\dot{f}_{\text{croissance}} = (1-f) \cdot \text{trace}(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}^p}) \quad \text{Équation 3.21}$$

Le terme de germination est contrôlé par la déformation plastique et s'exprime de la manière suivante :

$$\dot{f}_{\text{germination}} = A \dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad \text{Équation 3.22}$$

où

$$A = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[ -\frac{1}{2} \left( \frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N}{S_N} \right)^2 \right] \quad \text{Équation 3.23}$$

Avec :  $f_N$  la fraction volumique maximale de cavités créées par germination ;  $\varepsilon_N$  la déformation plastique moyenne pour laquelle la germination est maximale ;  $S_N$  l'écart type de la distribution normale.

La coalescence des cavités est prise en compte par la fonction  $f^*(f)$  qui représente une fraction volumique fictive :

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + K(f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad \text{Équation 3.24}$$

avec

$$K = \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c} \quad \text{Équation 3.25}$$

Où :  $f_c$  est la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute ;  $f_f$  est la valeur finale de  $f$  à la rupture ductile ;  $f_u^*$  est la valeur ultime de  $f^*$  ( $=1/q_1$ ). Ce nouveau modèle est nommé modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN).

Ce type de modèle a été amélioré : en additionnant l'évolution de la fraction des cavités [151], en modifiant la définition du paramètre  $q_1$  [152], en proposant une nouvelle forme phénoménologique de  $q_2$  [153], en éliminant le paramètre  $f_c$  grâce à sa dépendance vis-à-vis de  $f_0$  [154] et en redéfinissant l'argument du cosinus hyperbolique [155] [156]. Ragab et Saleh [157] ont d'ailleurs réalisé le développement limité du cosinus hyperbolique jusqu'à un ordre 2. Cette loi a été par la suite intégrée dans la loi classique de Norton-Hoff, ce qui a abouti à l'équation suivante pour le modèle de Gurson :

$$\sigma = K(1-f) \left[ 1 + \frac{f}{4} \right]^{\frac{n+1+m}{2}} \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad \text{Équation 3.26}$$

et pour le modèle de GTN :

$$\sigma = K \frac{(1 - q_1 f)^{n+1+m}}{(1 - f)^{n+m}} \left[ 1 + q_1 q_2^2 \frac{f}{4} \right]^{\frac{n+1+m}{2}} \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad \text{Équation 3.27}$$

Avec les mêmes définitions des paramètres  $K$ ,  $m$  et  $n$  dans la loi classique de Norton-Hoff.

### c. Modèle de Rousselier

Rousselier [158] a développé un modèle en considérant la porosité comme une variable interne. Ce modèle utilise le potentiel plastique :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}}{\rho} - R(\varepsilon_R) + B(\beta) \frac{\dot{\beta}}{\dot{\varepsilon}_{eq}} \quad \text{Équation 3.28}$$

avec

$$\frac{\rho}{\rho_0} = \frac{1 - f}{1 - f_0} \quad \text{Équation 3.29}$$

$$\rho = \frac{1}{1 - f_0 + f_0 \exp \beta} \quad \text{Équation 3.30}$$

$$B(\beta) = \frac{\sigma_1 f_0 \exp \beta}{1 - f_0 + f_0 \exp \beta} \quad \text{Équation 3.31}$$

$$\dot{\beta} = \dot{\varepsilon}_{eq} A \exp\left(\frac{\sigma_h}{\rho \sigma_1}\right) \quad \text{Équation 3.32}$$

$\rho$  et  $\rho_0$  sont, respectivement, la masse par unité de volume et la masse initiale par unité de volume ;  $R(\varepsilon_R)$  est la courbe d'écrouissage ;  $f$  et  $f_0$  sont, respectivement, la fraction volumique des cavités et la fraction initiale volumique des cavités ;  $A$  et  $\sigma_1$  sont des constantes du matériau qui dépendent de la température ;  $\beta$  et  $B(\beta)$  sont, respectivement, la variable d'endommagement et la fonction d'endommagement.

Pour une cavitation sphérique de rayon initial  $R_0$ , nous trouvons :

$$3 \frac{\dot{R}}{R} = \dot{\varepsilon}_{eq} A \exp\left(\frac{\sigma_h}{\rho \sigma_1}\right) \quad \text{Équation 3.33}$$

En posant  $A = 3 \times 0.283$ ,  $\sigma_1 = \frac{2}{3} \sigma_{eq}$  et  $\rho = 1$ , on retrouve le modèle de Rice et Tracy.

En posant  $B(\beta) = \sigma_1 f_0$ ,  $A = 3 \times 0.25$ ,  $\sigma_1 = \frac{2}{3} \sigma_{eq}$  et  $\rho = 1$ , on retrouve le modèle de Gurson.

L'intérêt de ce modèle est qu'il ne nécessite pas l'utilisation d'une valeur critique pour la variable d'endommagement, ce qui facilite son application.

## 3.2 Caractérisation expérimentale de l'endommagement de l'alliage 7475 au cours d'une déformation superplastique

### 3.2.1 Dispositif expérimental et protocole opératoire

L'endommagement généré au sein de l'alliage 7475 lors d'une déformation plastique a été étudié par la réalisation d'observations par micro-tomographie aux rayons X d'échantillons préalablement déformés jusqu'à différents taux. Le tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon (Figure 3.7) a été utilisé.

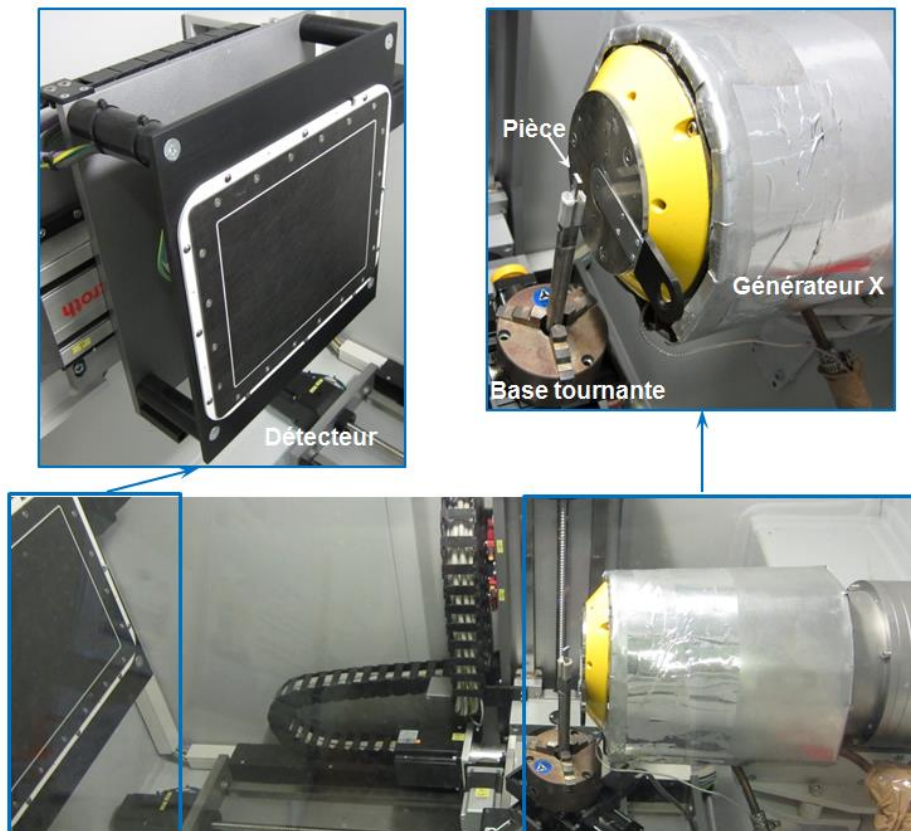


Figure 3.7. Tomographe du laboratoire MATEIS de l'INSA de Lyon

La résolution a été fixée à  $3\mu\text{m}$ . La reconstruction d'images en 3D a été réalisée avec le moyen informatique de reconstruction 3D à disposition au

laboratoire MATEIS (Phoenix x-ray). Une section de l'éprouvette de traction à chaud prise par la tomographie est présentée en Figure 3.8.

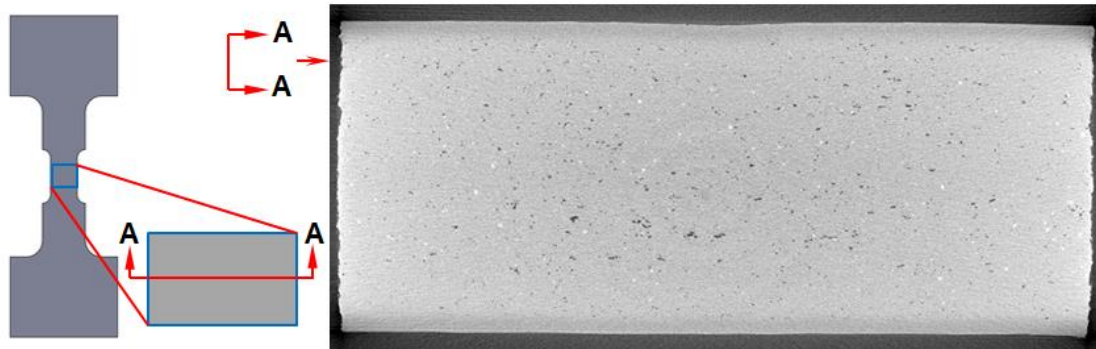


Figure 3.8. Section d'une éprouvette observée avec le tomographe

À partir du volume 3D reconstruit, la fraction volumique de l'endommagement (c.-à-d. la fraction volumique de vide) peut être déterminée en utilisant le logiciel ImageJ et les plugins appropriés (dont *3D Object Counter*) [159]. Un volume de 1.2 mm × 1.2 mm × 1.2 mm (soit : 400 pixels × 400 pixels × 400 pixels avec une résolution de 3 μm, Figure 3.9-4 et 5) dans la partie centrale des éprouvettes déformées a été choisi. Les imperfections de surface dues à la présence du thermocouple (Figure 3.9-3) ne sont pas considérées dans les analyses.

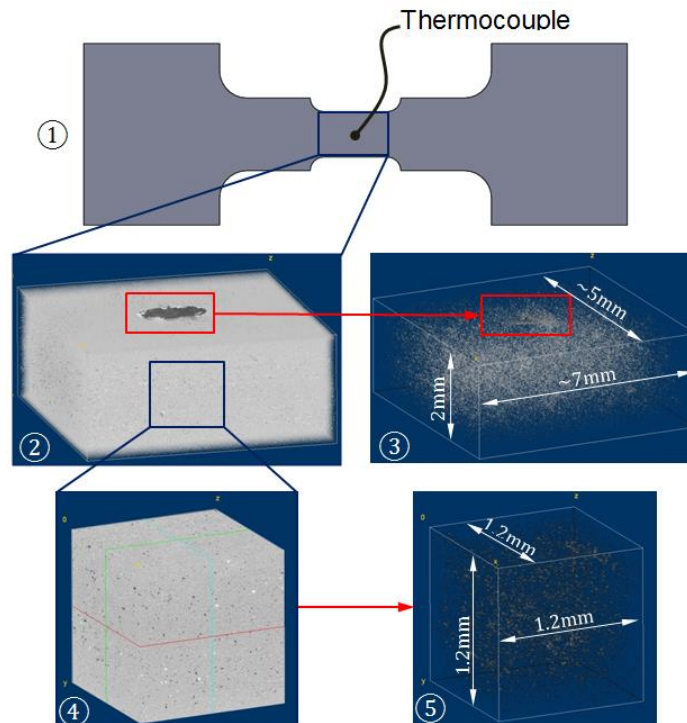


Figure 3.9. Zones d'analyse considérées lors de la micro-tomographie aux rayons X



### 3.2.2 Résultats expérimentaux

La fraction volumique, le nombre et le volume moyen des cavités présentes ont été calculés sur des éprouvettes d'essais interrompus à différents taux de déformation. Les configurations expérimentales analysées sont récapitulées en Figure 3.10, les points rouges correspondant aux essais interrompus réalisés et analysés. À noter que le matériau sans déformation a aussi été analysé afin de servir de référence. Ces essais devraient donc permettre de voir l'effet du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température sur l'endommagement.

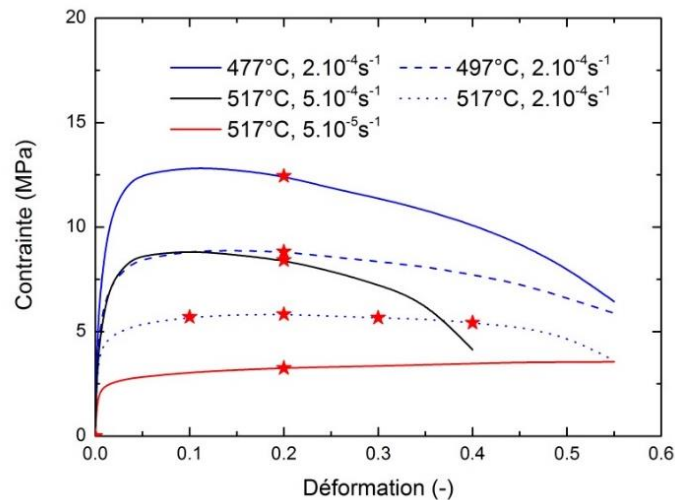
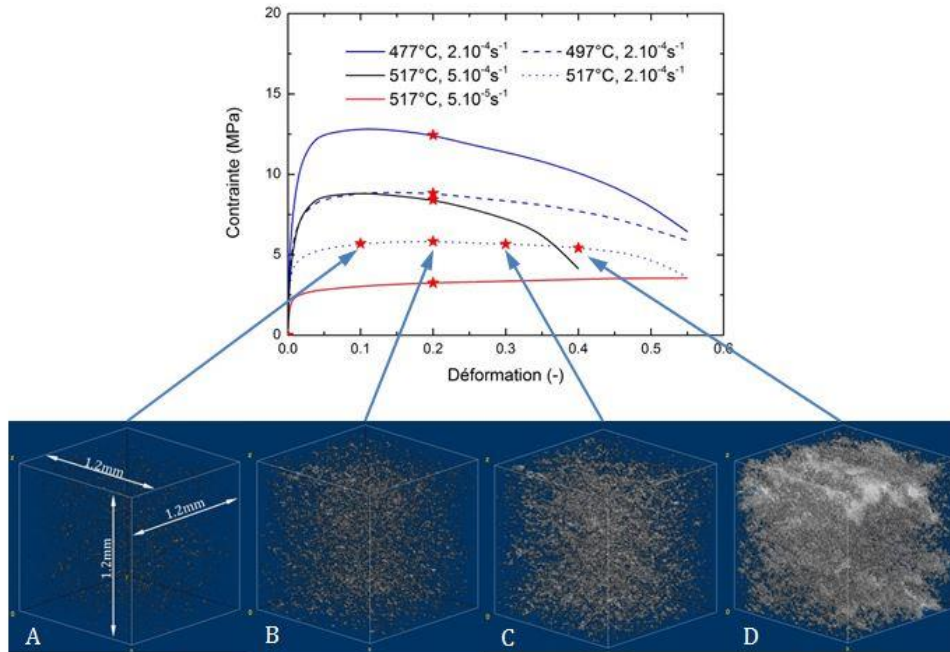


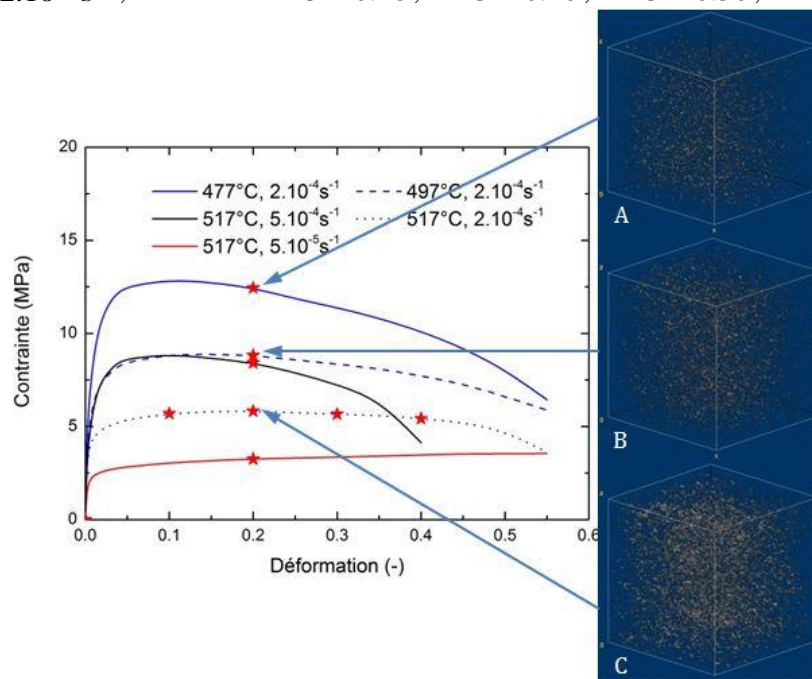
Figure 3.10. Essais interrompus pour observations au micro-tomographe par rayons X

Les reconstructions 3D des volumes analysés sont données en Figure 3.11. Il est possible que la proportion de vide au sein des échantillons augmente lorsque la déformation augmente (Figure 3.11.a) et lorsque la vitesse de déformation augmente (Figure 3.11.c). Il est toutefois plus difficile de conclure sur l'effet de la température (Figure 3.11.b).

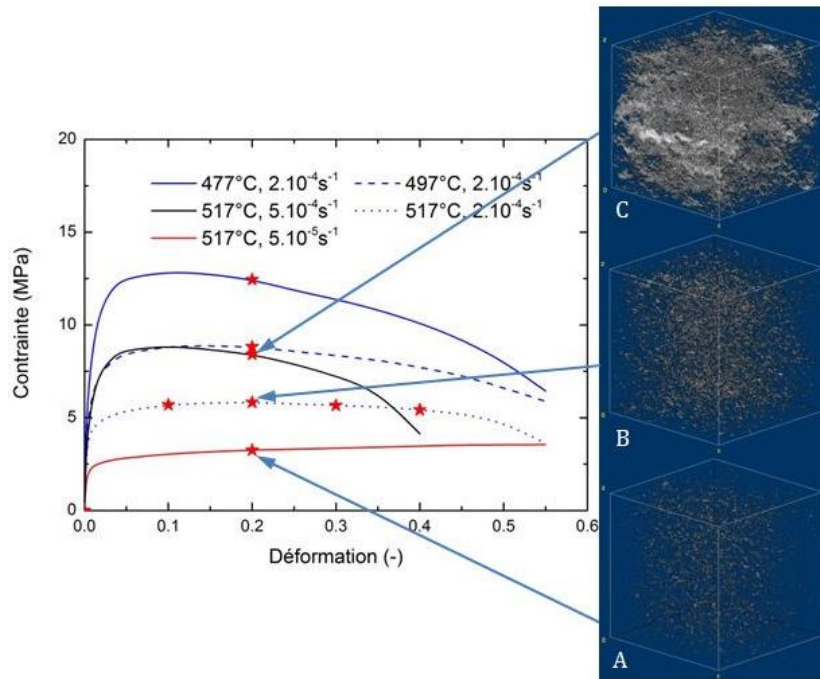




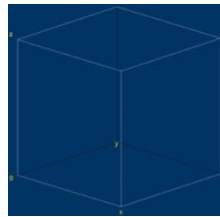
(a)  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ , T=517°C. A :  $\epsilon = 0.10$ , B :  $\epsilon = 0.20$ , C :  $\epsilon = 0.30$ , D :  $\epsilon = 0.40$



(b)  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ ,  $\epsilon = 0.20$ . A : 477°C, B : 497°C, C : 517°C



(c)  $\varepsilon = 0.20$ ,  $T=517^\circ\text{C}$ . A :  $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{s}^{-1}$ , B :  $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} \text{s}^{-1}$ , C :  $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} \text{s}^{-1}$



(d) matériau original :  $\varepsilon = 0$ ,  $T=20^\circ\text{C}$  et  $\dot{\varepsilon} = 0 \text{s}^{-1}$

Figure 3.11. Représentation 3D de l'endommagement présent dans différentes éprouvettes issues d'essais interrompus

### 3.2.2.1 Influence du taux de déformation sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la taille des cavités lorsque des essais sont réalisés à différents taux de déformation avec une vitesse de déformation de  $2.10^{-4} \text{s}^{-1}$  et une température de  $517^\circ\text{C}$  est montrée en Figure 3.12. D'après la Figure 3.12.a, il est possible de diviser cette évolution en trois étapes : (1)  $\varepsilon \in [0-0.2]$  ; (2)  $\varepsilon \in [0.2-0.3]$  et (3)  $\varepsilon > 0.3$ .

L'étape (1) correspond à l'étape de germination des cavités. Les cavités formées voient leur nombre augmenter fortement passant de 65 cavités pour une déformation nulle à plus de 25000 cavités pour une déformation avoisinant 0.2. L'étape (2) correspond à l'étape de croissance des cavités. Cela peut s'expliquer par la quasi-stagnation du nombre de cavités alors que la taille continue à augmenter. L'étape (3) correspond quant à elle à l'étape de coalescence des cavités en raison de la diminution du nombre de cavités associée à une croissance très rapide de leur dimension.

Ces tendances peuvent être vérifiées sur la Figure 3.12.b qui fournit la distribution du volume moyen des cavités pour chaque taux de déformation étudié. Il est possible de constater qu'à partir d'une déformation de 0.2, les cavités de petit volume disparaissent au profit de cavités plus grosses, montrant ainsi la croissance générale des pores. Lorsque le taux de déformation dépasse 0.3, des cavités de grande dimension sont présente traduisant ainsi le regroupement de plusieurs pores en un.

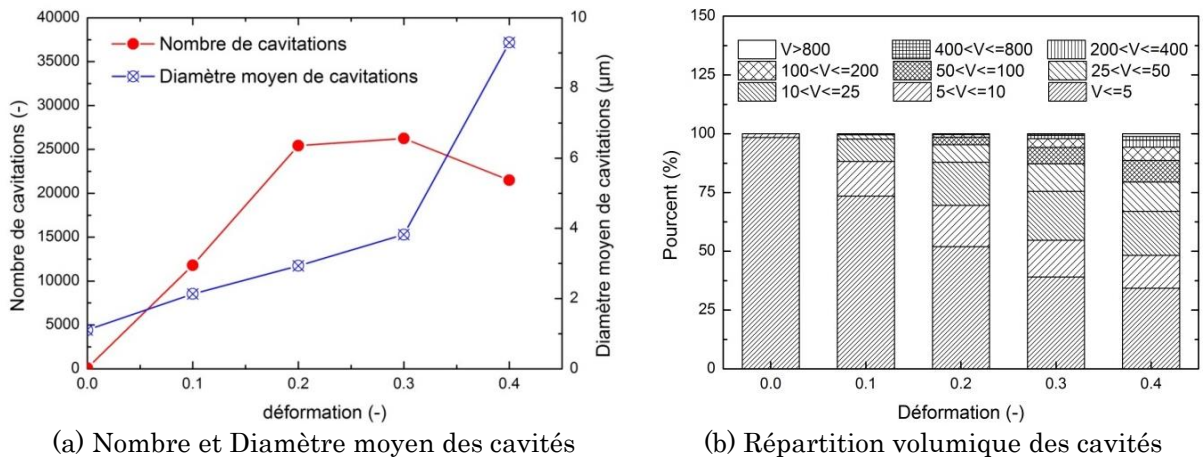


Figure 3.12. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction du taux de déformation atteint lors d'essais réalisés à  $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et à  $517^\circ\text{C}$

### 3.2.2.2 Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la vitesse de déformation utilisée lors des essais interrompus réalisés à  $517^\circ\text{C}$  jusqu'à une déformation de 0.2 est présentée en Figure 3.13.

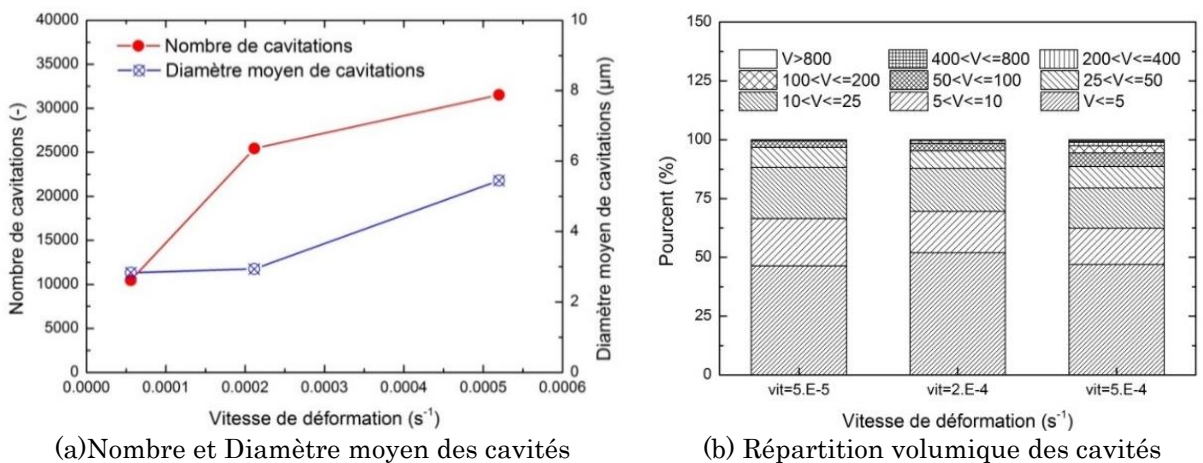


Figure 3.13. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais de traction interrompus à une déformation de 0.2 avec une température de  $517^\circ\text{C}$

D'après la Figure 3.13.a, il est possible de constater que lorsque la vitesse de déformation augmente (passant de  $5 \cdot 10^{-5}$  à  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), le nombre de cavités augmente alors que leur dimension n'évolue que faiblement. Cela est aussi montré en Figure 3.13.b où la répartition des pores en fonction de leur volume varie peu d'une vitesse de déformation à une autre.

La déformation atteinte lors des essais de traction étant de 0.2, valeur correspondant à la frontière entre germination et croissance, ce résultat indique que la germination est donc contrôlée par la vitesse de déformation. Ceci est en adéquation avec des études déjà réalisées sur cette thématique [160, 161] où la vitesse de germination est définie par une équation dépendant de la vitesse de déformation (Équation 3.22).

### 3.2.2.3 Influence de la température sur l'évolution de l'endommagement

L'évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la température utilisée lors des essais interrompus réalisés avec une vitesse de déformation de  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  jusqu'à une déformation de 0.2 est présentée en Figure 3.14. Il est possible de constater que le nombre de cavités semble augmenter linéairement avec la température alors que leur diamètre moyen n'évolue que faiblement. La Figure 3.14.b montre d'ailleurs que la répartition volumique des cavités est relativement stable entre  $477^\circ\text{C}$  et  $497^\circ\text{C}$  mais tend à favoriser les grandes dimensions pour la température la plus élevée (soit  $517^\circ\text{C}$ ). Toutefois, au vu des résultats obtenus, il est difficile de conclure sur l'influence de la température : des analyses complémentaires avec d'autres taux de déformation et d'autres vitesses de déformation seraient nécessaires.

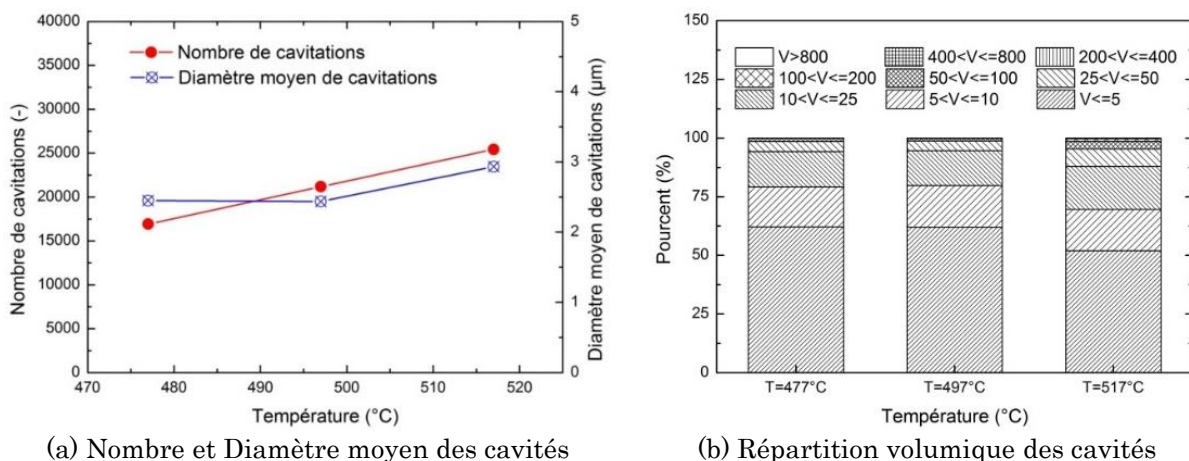


Figure 3.14. Évolution du nombre et de la dimension des cavités en fonction de la température employée lors des essais réalisés à une vitesse de déformation de  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  jusqu'à une déformation de 0.2



### 3.2.2.4 Évolution de la fraction volumique de cavités en fonction du taux de déformation, de la vitesse de déformation et de la température

Les évolutions de la fraction volumique de vide en fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température sont, respectivement, montrées en Figure 3.15, Figure 3.16 et Figure 3.17. Les tendances décrites précédemment sont de nouveau visibles. Il apparaît que la fraction volumique de vide dépend fortement du taux de déformation et de la vitesse de déformation. Elle se développe faiblement jusqu'à une déformation de 0.3 avant de connaître une forte augmentation pour les déformations supérieures (Figure 3.15). Cette nette augmentation dans la fraction volumique de vide traduit la coalescence des cavités. Qui plus est, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une augmentation de la fraction de vide (Figure 3.16), traduisant ici un lien direct entre la vitesse de déformation et la germination. Ainsi, les analyses réalisées par micro-tomographie aux rayons X permettent de ressortir des informations concernant la germination, la croissance et la coalescence des cavités : données d'entrée nécessaires à l'identification d'un critère d'endommagement.

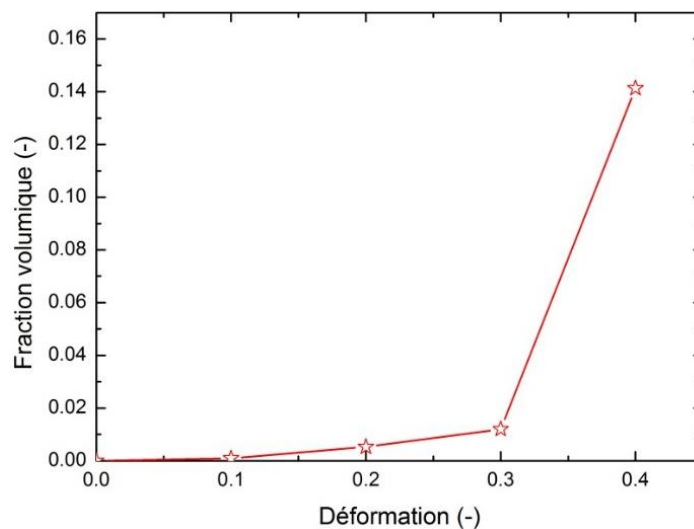


Figure 3.15. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction du taux de déformation atteint lors des essais avec  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$  et  $T = 517^{\circ}C$

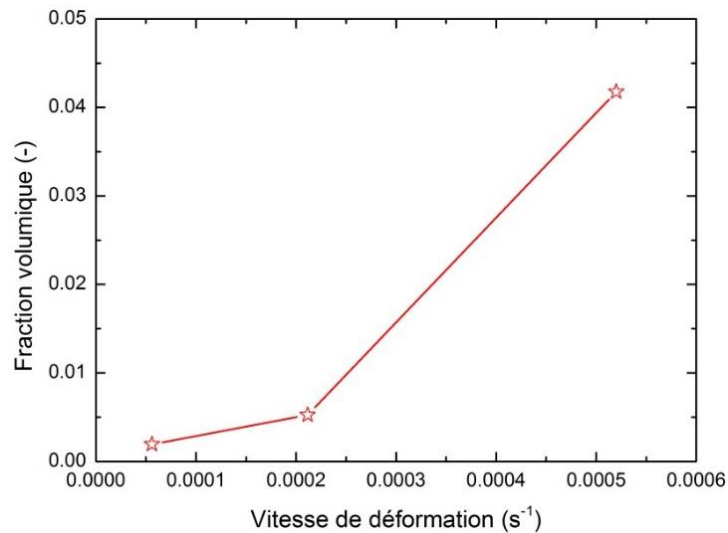


Figure 3.16. Évolution de la fraction volumique de vide en fonction de la vitesse de déformation employée lors des essais jusqu'à  $\varepsilon = 0.20$  et pour  $T=517^{\circ}\text{C}$

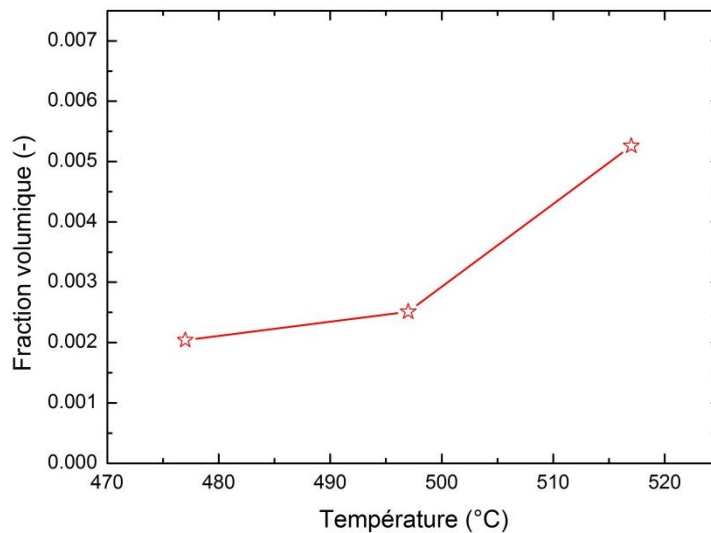


Figure 3.17. Évolution de fraction volumique en fonction de la température pour  $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $\varepsilon = 0.20$

### 3.3 Modélisation de l'endommagement lors de la déformation superplastique d'un alliage d'aluminium 7475

Seul le modèle GTN est considéré ici (cf. §3.1.3.2). Ce dernier est défini par l'Équation 3.19 avec la fraction volumique fictive définie par l'Équation 3.24 et une évolution de la fraction volumique de cavitations définie par l'Équation 3.20, l'Équation 3.21, l'Équation 3.22 et l'Équation 3.23.

L'identification d'un tel modèle est relativement complexe de par le nombre de paramètres à identifier :  $q_1$ ,  $q_2$ ,  $q_3$ ,  $f_0$ ,  $f_c$ ,  $f_f$ ,  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$ ,  $S_N$ . Une analyse inverse peut être utilisée pour l'identification mais l'unicité des valeurs (de telle

sorte à minimiser les erreurs) est relativement difficile à obtenir. Toutefois, plusieurs auteurs se sont affranchis de cette problématique en fixant les valeurs de certains paramètres ([119, 162]). Il apparaît qu'en règle générale, les auteurs utilisent des valeurs par défaut pour  $q_1$ ,  $q_2$  et  $q_3$  de telle sorte que :  $q_1 = 1.5$ ,  $q_2 = 1.0$  et  $q_3 = 2.25$ . En ce qui concerne les autres paramètres, ces derniers sont estimés à partir soit d'estimations, soit d'algorithmes d'optimisation, soit d'essais in-situ. Felder [163] a par exemple estimé l'évolution de l'endommagement à partir du champ de contraintes et de la vitesse de déformation du matériau sans porosité à l'aide de la relation suivante :

$$\frac{\dot{f}}{(1-f)f} = -\frac{3q_1q_2}{2} \dot{\varepsilon} \sinh\left(\frac{3}{2}q_2 \frac{\sigma_h}{\sigma_0}\right) \quad \text{Équation 3.34}$$

Hor [119] a, quant à lui, identifié les valeurs de  $f_N$ ,  $\varepsilon_N$  et  $S_N$  à partir de courbes taux de porosité en fonction de la déformation en négligeant la croissance des cavités pour les faibles niveaux de déformation :

$$\dot{f} = \dot{f}_{germination} = A\dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad \text{Équation 3.35}$$

Reusch et al. [164] ont présenté un procédé d'optimisation non-linéaire des paramètres du modèle GTN en minimisant la fonction des moindres carrés. Ils ont alors trouvé les paramètres suivants pour l'acier StE 690 :  $\varepsilon_0 = 0.03$ ,  $f_0 = 0.0012$  et  $f_c = 0.036$ . L'algorithme génétique et la méthode de réseau de neurones artificiels ont aussi été utilisés pour identifier les paramètres du modèle GTN par Muñoz-Rojas et al. [165], Abbasi et al. [166] et par Abendroth et al. [167], Abbassi et al. [168]. He et al. [169] ont quant à eux identifié les paramètres de ce modèle en utilisant des essais de traction in-situ au MEB et ont abouti aux valeurs suivantes :  $f_0 = 0.002918$ ,  $f_N = 0.0249$ ,  $f_c = 0.030103$  et  $f_f = 0.04854$  pour un alliage d'aluminium AA5052-O1.

Au vu de ces informations, il a été décidé de fixer les valeurs de plusieurs paramètres. Ainsi, les valeurs suivantes ont été choisies pour 6 des paramètres du modèle :  $q_1 = 1.5$ ,  $q_2 = 1.0$ ,  $q_3 = q_1^2 = 2.25$ ,  $f_u^* = \frac{1}{q_1} = 0.667$ ,  $\varepsilon_N = 0.30$  et  $S_N = 0.10$ . Ces valeurs ont bien entendu été choisies d'après des résultats trouvés dans des études antérieures [140, 141, 149, 150, 170]. Le nombre de paramètres à identifier dans le modèle GTN est donc réduit à 4 ( $f_0$ ,  $f_c$ ,  $f_f$  et  $f_N$ ).

Leur identification est basée sur l'exploitation des résultats obtenus par micro-tomographie aux rayons X. L'identification a donc été réalisée à partir des analyses réalisées sur des éprouvettes déformées à différents taux de déformation avec une vitesse de déformation de  $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et une température de  $517^\circ\text{C}$ . Ainsi :

- la fraction volumique initiale de vide est prise égale à la fraction volumique de vide trouvée sur l'éprouvette non déformée, soit  $f_0 = 1.4 \times 10^{-6}$ .
- la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute est prise égale à la fraction volumique de vide obtenue pour une déformation de 0.3, soit  $f_c = 0.01199$ .
- La fraction volumique maximale de cavités créées par germination en appliquant l'équation suivante dans l'intervalle de déformation 0-0.2 [119] :

$$\Delta f = A \Delta \varepsilon_{eq} \quad \text{Équation 3.36}$$

Ce qui aboutit à une valeur pour le paramètre  $f_N$  aux alentours de 0.0322.

- La fraction volumique finale de cavité est déterminée en considérant une évolution linéaire de la fraction de vide entre la déformation de début de coalescence ( $\varepsilon = 0.3$ ) et la déformation à rupture ( $\varepsilon_R \sim 0.517$  dans la configuration expérimentale considérée ici, soit :  $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $T=517^\circ\text{C}$ ), ce qui aboutit à :  $f_f = 0.2926$ .

Tableau 3.2. Paramètres identifiés du modèle de GTN

| Paramètre | $q_1$ | $q_2$ | $q_3$ | $f_0$     | $f_c$   | $f_f$  | $f_N$  | $\varepsilon_N$ | $S_N$ |
|-----------|-------|-------|-------|-----------|---------|--------|--------|-----------------|-------|
| Valeur    | 1.5   | 1.0   | 2.25  | 0.0000014 | 0.01199 | 0.2926 | 0.0322 | 0.30            | 0.10  |

Les paramètres identifiés pour le modèle GTN sont récapitulés dans le Tableau 3.2. Pour des raisons de simplicité, l'effet de la vitesse de déformation et de la température sur la valeur de ces paramètres a été pris compte avec les ratios de l'endommagement entre ces configurations et la configuration de référence (avec une vitesse de déformation de  $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $517^\circ\text{C}$  pour une déformation de 0.20). Ces ratios sont récapitulés dans le Tableau 3.3.

Tableau 3.3. Ratios de l'influence de la vitesse de déformation et de la température

| Influence              | Ratio                      |      |
|------------------------|----------------------------|------|
| Vitesse de déformation | $5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$ | 0.37 |
|                        | $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ | 1    |
|                        | $5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ | 7.94 |
| Température            | 477                        | 0.39 |
|                        | 497                        | 0.48 |
|                        | 517                        | 1    |

Afin de vérifier l'exactitude de ces paramètres, le modèle GTN a été introduit dans la loi de Norton-Hoff modifiée (Équation 2.39), ce qui conduit à l'équation suivante [157] :



$$\sigma = K \frac{(1 - q_1 f)^{1+m}}{(1 - f)^m} \left[ 1 + q_1 q_2^2 \frac{f}{4} \right]^{1+m} \dot{\varepsilon}^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Équation 3.37}$$

Une comparaison entre les courbes obtenues en appliquant l'Équation 3.37 et les courbes expérimentales est montrée en Figure 3.18. Il est possible de constater que le modèle mis en place prédit relativement bien le comportement du matériau lorsque ce dernier est soumis à une vitesse de déformation de  $2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et une température de  $517^\circ\text{C}$ . En revanche, des divergences notamment au niveau de la prédiction de la chute de contrainte apparaissent pour les autres configurations. Cela peut s'expliquer par l'identification des paramètres GTN à partir du jeu d'analyses pour  $\dot{\varepsilon} = 2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $T = 517^\circ\text{C}$  et par l'utilisation de ratios pour reproduire l'effet de la température et de la vitesse de déformation. Des analyses complémentaires seraient en fait nécessaires pour affiner la prise en compte de l'influence de ces deux paramètres.

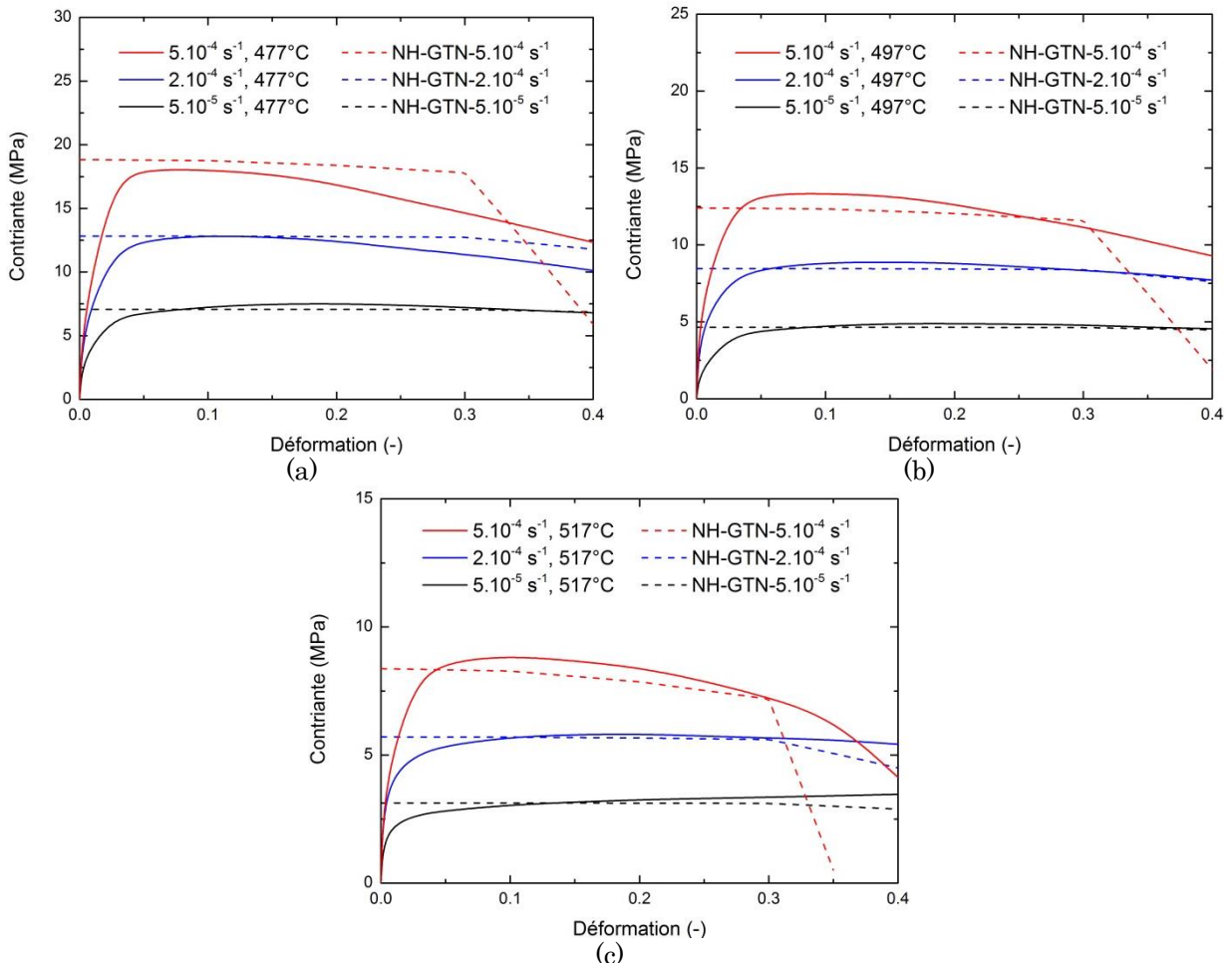


Figure 3.18. Courbes contrainte-déformation obtenues en appliquant l'Équation 3.37 comparées à celles obtenues expérimentalement pour différentes vitesses de déformation et une température de : (a)  $477^\circ\text{C}$  ; (b)  $497^\circ\text{C}$  et (c)  $517^\circ\text{C}$

### 3.4 Conclusions

L'endommagement de l'alliage d'aluminium 7475 soumis à des conditions thermomécaniques similaires à celles rencontrées lors d'un formage superplastique a été étudié. Des essais de traction uniaxiale interrompus à différents taux de déformation pour différentes vitesses de déformation et températures ont été réalisés. La zone de déformation maximale de chacune de ces éprouvettes (c.-à-d. la zone utile) a été observée par micro-tomographie aux rayons X afin de cerner l'influence de paramètres tels que le taux de déformation, la température et la vitesse de déformation sur l'endommagement. Il a ainsi pu être mis en évidence que l'endommagement superplastique repose sur un endommagement de type ductile avec la germination, la croissance et la coalescence de cavités.

En effet, la germination des cavités semble intervenir dans l'intervalle de déformation [0-0.2] et s'accélérer lorsque la vitesse de déformation augmente. La croissance des cavités semble, quant à elle, intervenir dans l'intervalle de déformation [0-0.3] où la taille des cavités augmente alors que leur nombre se stabilise. La coalescence des cavités intervient pour les déformations supérieures à 0.3 et se traduit par une augmentation drastique de la taille moyenne des cavités au détriment de leur nombre. L'effet de la température sur ces phénomènes reste toutefois relativement flou : des analyses complémentaires seraient nécessaires.

À partir de ces observations, un modèle d'endommagement de type GTN a été identifié. Afin de faciliter son identification, 5 des 9 paramètres du modèle ont été fixés à partir de données issues de la littérature. Les 4 paramètres restants ont été identifiés à partir des résultats de micro-tomographie aux rayons X tout en posant quelques hypothèses. Ce modèle a ensuite été couplé à la loi de Norton-Hoff modifiée, ce qui a permis de mettre en évidence un bon accord entre modèle et expérience pour un jeu de configuration expérimentale donnée (jeu à partir duquel les paramètres ont été identifiés) soit :  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  et  $T = 517^\circ\text{C}$ . Des analyses complémentaires seraient nécessaires pour mieux cerner l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur l'endommagement et mieux prédire ce dernier quelle que soit la configuration expérimentale. L'utilisation actuelle de ratios apparaît insuffisante.

Toutefois, cette analyse reste axée autour d'un endommagement de l'alliage lorsque ce dernier est soumis à des conditions de sollicitation uniaxiale. Une pièce mise en forme par formage superplastique pouvant subir des

sollicitations plus ou moins complexes et notamment des sollicitations biaxiales, il serait intéressant de réaliser le même genre d'étude sur des tôles obtenues par gonflage libre. Un démonstrateur de gonflage libre a donc été remis en état afin de permettre une telle analyse.

